

# **Auslegung und Dimensionierung von kurzfaserverstärkten Spritzgussbauteilen**

Vom Fachbereich Material- und Geowissenschaften  
der Technischen Universität Darmstadt

zur

Erlangung des akademischen Grades eines

Doktor Ingenieurs

genehmigte Dissertation

vorgelegt von

Diplom-Ingenieur Thorsten Pflamm-Jonas

aus Dieburg

Berichterstatter: Prof. Dr. H.E. Exner

Mitberichterstatter: Prof. Dr. G. Mennig  
Prof. Dr. J. Rödel

Tag der Einreichung 20. September 2000

Tag der mündlichen Prüfung: 19. Februar 2001

Darmstadt 2001

D17

## **Danksagung**

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Deutschen Kunststoff-Institut (DKI) in Darmstadt.

Herrn Prof. Dr. H. E. Exner danke ich herzlich für die Unterstützung dieser Arbeit, für die vielen äußerst konstruktiven Diskussionen und für die Übernahme des Hauptreferates. Weiterhin bedanke ich mich bei Herrn Prof. Dr. J. Rödel und Prof. Dr. G. Mennig für die Übernahme des Koreferates.

Ferner möchte ich den Mitarbeitern des DKI danken, die mich bei der Durchführung der Arbeit unterstützt haben, insbesondere Herrn Dr. M. Cremer, Herrn Dr. J. Wieser und Herrn Dipl.-Ing. W. Funk für die zahlreichen wertvollen Anregungen und Ratschläge.

Mein Dank gilt auch den Diplomanden, Studienarbeitern und studentischen Mitarbeitern, die wesentlich zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben.

Dieburg, im September 2000

## Inhaltsverzeichnis

1.	Einleitung	1
2.	Literaturübersicht	4
2.1.	Faserorientierung	4
2.1.1.	Experimentelle Ermittlung	6
2.1.2.	Simulation von Spritzgussbauteilen	10
2.1.3.	Stoffwerte für die Spritzgießsimulation	11
2.1.4.	Vergleich der berechneten mit den simulierten Faserorientierungen	13
2.2.	Faserlängenverteilung	14
2.3.	Elastisches Materialverhalten kurzfaserverstärkter Thermoplaste	15
2.3.1.	Ansätze zur Beschreibung der elastischen Kenngrößen	18
2.3.2.	Experimentelle Bestimmung der elastischen Kenngrößen	22
2.4.	Kriechverhalten kurzfaserverstärkter Thermoplaste	23
2.4.1.	Modelle zur Beschreibung des Kriechverhaltens	25
2.4.2.	Kurzfaserverstärkte Thermoplaste	27
2.5.	Auslegung und Dimensionierung von kurzfaserverstärkten Thermoplasten	30
3.	Versuchsdurchführung	36
3.1.	Untersuchte Materialien	36
3.2.	Probekörper	36
3.2.1.	Rohrkörper	36
3.2.2.	Unidirektional orientierter Rohrkörper	38
3.2.3.	Schulterstab	39
3.2.4.	Elektronik-Abdeckung	40
3.3.	Prüfeinrichtungen	41
3.3.1.	Mehraxiale Prüfeinrichtung	41
3.3.2.	Kriechprüfstand	45
3.3.3.	Bauteilversuch	46
4.	Experimentelle Ergebnisse	48
4.1.	Elastisches Materialverhalten	48
4.2.	Kriechverhalten	50
4.2.1.	Rohrkörper unter Zugbeanspruchung	51
4.2.2.	Rohrkörper unter Scherbeanspruchung	56
4.2.3.	Schulterstab unter Zugbeanspruchung	60
4.2.4.	Elektronik-Abdeckung	63

---

5.	Simulationsverfahren	65
5.1.	Elastisches Materialverhalten	65
5.2.	Kriechverhalten	68
5.2.1.	Isotropes Kriechen	68
5.2.2.	Anisotropes Kriechen	69
6.	Stoffwerte für die Steifigkeitssimulation	73
6.1.	Faserorientierung	73
6.1.1.	Messung	73
6.1.2.	Simulation	76
6.1.3.	Faserorientierung des Rohrkörpers	78
6.1.4.	Faserorientierung des Schulterstabes	81
6.1.5.	Faserorientierung der Elektronik-Abdeckung	84
6.1.6.	Fehlerquellen	86
6.2.	Materialeigenschaften für den ebenen Spannungszustand	87
6.2.1.	Der Ansatz nach Halpin-Tsai	87
6.2.2.	Experimentelle Bestimmung	88
6.2.3.	Elastische Materialeigenschaften	89
6.2.4.	Kriechverhalten des UD-Körpers aus PBT-GF30	91
6.2.5.	Kriechverhalten des UD-Körpers aus PA66-GF25	96
6.2.6.	Anisotrope Kriechparameter	101
7.	Ergebnisse der Simulationsrechnungen	103
7.1.	Elementgeometrien	103
7.2.	Schichtenanzahl	104
7.3.	Netze und Randbedingungen	105
7.4.	Elastisches Verhalten	106
7.5.	Kriechverhalten	110
7.5.1.	Rohrkörper unter axialer Zugbeanspruchung	110
7.5.2.	Rohrkörper unter Scherbeanspruchung	112
7.5.3.	Schulterstab unter Zugbeanspruchung	114
7.5.4.	Elektronik-Abdeckung	116
7.6.	Diskussion und Bewertung der Simulationsergebnisse	118
8.	Zusammenfassung	119
9.	Literatur	124

10.	Anhang	139
10.1.	Symbole	139
10.2.	Berechnung der transversal-isotropen Kennwerte nach Halpin-Tsai	141
10.3.	Inputfile für ABAQUS 5.7	143
10.3.1.	Elastische Simulation	143
10.3.2.	Isotrope Kriechsimulation	144
10.3.3.	Anisotrope Kriechsimulation	145
10.4.	Stoffwerte für die Spritzgießsimulationen	146
10.4.1.	Ultradur B4300G6 (PBT-GF30)	146
10.4.2.	Ultramid A3WG5 (PA66-GF25)	147
10.5.	Faserlängenverteilung und Faserorientierung	148
10.5.1.	Rohrkörper	148
10.5.2.	Schulterstäbe	152

## 1. Einleitung

Kunststoffe dringen neuerdings immer mehr in Anwendungsbereiche vor, die bisher nur Metallwerkstoffen vorbehalten waren [1 bis 5]. Verantwortlich dafür sind unter anderem die günstigen Herstellungsbedingungen. Thermoplastische Kunststoffe werden überwiegend in kleinen und mittelständischen Unternehmen in großen Stückzahlen kostengünstig im Spritzgussverfahren hergestellt [6]. Auch das geringe Gewicht der Kunststoffe bringt erhebliche Vorteile, da gerade in der Automobilindustrie eine Minimierung des Kraftstoffverbrauchs unter anderem durch Gewichtsreduzierung des Fahrzeuges erreicht werden kann.

Hochbeanspruchte Bauteile können zusätzlich mit Fasern verstärkt werden, welche die mechanischen Eigenschaften stark verbessern. Hier kommen unterschiedlichste Faserarten (natürliche, organische, anorganische Fasern und Metallfasern) zum Einsatz. Der wichtigste Verstärkungstoff für thermoplastische Kunststoffe sind die Glasfasern, die mit einem Anteil zwischen 10 und 50 Gew.% und einer Länge bis ca. 500  $\mu\text{m}$  in die Polymermatrix eingebracht werden. Diese kurzglasfaserverstärkten Thermoplaste werden wie die unverstärkten Thermoplaste auch im Spritzgussverfahren verarbeitet.

Mit der Forderung nach Einsparung von Zeit und Kosten bei der Bauteilentwicklung gewinnt die rechnerische Auslegung von hochbeanspruchten Bauteilen zunehmend an Bedeutung [7 bis 9]. Durch die Auslegung am Rechner kann die Anzahl der oft aufwendigen und kostenintensiven Bauteilversuche minimiert werden. Insbesondere bei spritzgegossenen kurzfaserverstärkten Thermoplast-Bauteilen ist die Bauteilauslegung und -dimensionierung schwierig, da die durch die Fasern hervorgerufene Anisotropie berücksichtigt werden muss.

Neben analytischen Berechnungsmethoden helfen numerische Verfahren wie beispielsweise Finite-Elemente-Methoden (FEM) die Bauteilmasse zu optimieren und damit den Werkstoffeinsatz zu minimieren. Dies bedeutet aber auch, dass die Betriebsbeanspruchungen näher an die Versagensgrenzen heranrücken müssen. Während durch ständige Zunahme der Rechnerleistung in den letzten Jahren ein befriedigendes Maß bei den Berechnungsgeschwindigkeiten erreicht wurde, stellt die Abbildung des Deformationsverhaltens sowohl durch Materialgesetze als auch durch einfache Experimente noch immer einen wesentlichen Schwachpunkt der Auslegung dar. Eine besondere Verschärfung die-

ses Problems ergibt sich aus der Tatsache, dass sich durch das Fließen der Schmelze während der Werkzeugfüllphase Faserorientierungen ergeben, welche die exakte Vorausberechnung des Bauteilverhaltens erheblich erschweren.

Im Vergleich zu Stählen weisen Kunststoffe ein geringeres Festigkeits- zu Steifigkeitsverhältnis auf. Dadurch kommt dem Deformationsverhalten eine erhöhte Bedeutung zu. So ist es nötig, neben den herkömmlichen Festigkeitsberechnungen eine Berechnung des Deformationsverhaltens durchzuführen. Für die Betrachtung der Deformationen reicht eine rein elastische Betrachtung des Materialverhaltens nicht aus. Polymere verhalten sich oft schon bei Raumtemperatur und niedrigen Beanspruchungen nichtlinear viskoelastisch. Viskoelastisches Materialverhalten zeigt im Gegensatz zum elastischen Materialverhalten eine Abhängigkeit der Materialeigenschaften von Beanspruchungsdauer und Beanspruchungsgeschwindigkeit. So äußert sich viskoelastisches Verhalten in einer ganzen Reihe von Phänomenen; die bekanntesten sind Kriechen und Relaxation. Unter Kriechen versteht man eine zeitliche Zunahme der Verformung unter konstanter Last. Relaxation bedeutet, dass unter einem konstanten äußeren Deformationszustand die inneren Spannungen im Bauteil abgebaut werden können. Dies kann zum Beispiel dazu führen, dass durch Kriechvorgänge unzulässige Deformationen erreicht werden oder kraftschlüssige Verbindungen ihre Vorspannung durch Relaxation verlieren. Zur Beschreibung des Werkstoffs werden keine Konstanten benötigt, sondern Funktionen der Beanspruchungsdauer und Beanspruchungsgeschwindigkeit.

Für die Beschreibung des elastischen Materialverhaltens sind aus der Literatur zahlreiche Ansätze bekannt und es existiert eine geschlossene Theorie, welche die Faserorientierungen im Bauteil berücksichtigt. Anders verhält sich dies bei der nichtlinearen Viskoelastizität, für die keine geschlossene Theorie bekannt ist. Die Berechnung der Deformationen von faserverstärkten Strukturen erfordert aufwendigere Betrachtungen als für den isotropen Werkstoffzustand. Ziel ist es, einfache Beschreibungsgleichungen zu finden, welche leicht an die experimentellen Daten angepasst werden können und darüber hinaus eine Extrapolation des Materialverhaltens zulassen. Für die Praxis entschärft sich diese Problematik ein wenig, da spritzgegossene Bauteile überwiegend dünne Wandstärken besitzen und so näherungsweise von ebenen Beanspruchungszuständen ausgegangen werden kann.

Ziel dieser Arbeit ist ein verbessertes Verständnis des mechanischen Verhaltens von kurzfaserverstärkten Thermoplastformteilen, um die Simulation von faserverstärkten Kunststoffteilen zu optimieren. Diese Arbeit soll weiterhin als Entscheidungshilfe für Konstrukteure dienen, unter welchen Umständen eine Berücksichtigung der durch die Fasern hervorgerufenen Anisotropie stattfinden sollte.



## 2. Literaturübersicht

Das Werkstoffverhalten kurzfaserverstärkter Thermoplaste ergibt sich aus den Eigenschaften der einzelnen Komponenten: der thermoplastischen Matrix und der Verstärkungskomponente. Als Verstärkungsmaterialien werden überwiegend Glas- und Kohlefasern eingesetzt [10], aber auch Polymer- [11] und Naturfasern [12]. Diese Fasern besitzen eine Länge von bis zu 500  $\mu\text{m}$  und eine Faserdicke von ca. 10  $\mu\text{m}$ .

Abhängig von der Faser-Matrix-Kombination können Eigenschaftsverbesserungen im Vergleich zum Matrixmaterial erreicht werden, z.B. in Bezug auf Festigkeit, Härte, Steifigkeit, Langzeitverhalten und Wärmeausdehnung. Diese Werkstoffeigenschaften werden von Faktoren wie Faserart, Faserorientierung, Faserlänge/-dicke oder Faser-Matrix-Haftung beeinflusst. So wurden in den letzten Jahren zahlreiche Arbeiten veröffentlicht, in denen berichtet wurde, dass mit Zunahme des Glasfaseranteils die Steifigkeit, die Härte sowie die Festigkeit erhöht werden und die Wärmeausdehnung vermindert werden kann (z.B. *Lang*, 1974 [13]; *Neumann und Schur*, 1975 [14]; *Hegler*, 1986 [15]; *Schwarz*, 1992 [16]; *Jamil*, 1994 [17] ]; *Saheb und Jog*, 1999 [18]). Vergleicht man die in den Datenbanken CAMPUS [19] oder POLYMAT [20] angegebenen Kennwerte der kurzfaserverstärkten Thermoplaste beispielsweise für ein Polyamid 6.6 (PA66) miteinander, so wird deutlich, dass die Steifigkeit bei einem mit 25 Gew.% verstärkten PA66 im Vergleich zu unverstärktem PA66 fast verdreifacht wird, bei einem mit 50 Gew.% verstärkten sogar verfünffacht. Eine Eigenschaftsverbesserung lässt sich zum Beispiel auch bei den Längenausdehnungskoeffizienten beobachten. Während das unverstärkte PA66 einen Längenausdehnungskoeffizienten von  $0,85 \cdot 10^{-4}/\text{K}$  zeigt, wird dieser auf  $0,3 \cdot 10^{-4}/\text{K}$  beim 25 Gew.% und weiter auf  $0,13 \cdot 10^{-4}/\text{K}$  beim 50 Gew.% verstärkten PA66 reduziert.

Im Folgenden wird aufgezeigt, welche Lösungsansätze in der Literatur zur Verfügung stehen, das elastische Materialverhalten und das Kriechverhalten von kurzglasfaserverstärkten Thermoplasten zu beschreiben und welche Stoffwerte für diese Beschreibungen benötigt werden.

### 2.1. Faserorientierung

Die Faserorientierung in einem Bauteil spiegelt das Geschwindigkeitsprofil der Schmelze beim Füllen der Kavität wieder. Bei allen kurzfaserverstärkten Bauteilen kommt es des-

halb bei der Formfüllung zur Ausbildung eines charakteristischen Schichtenaufbaus. Dieser Schichtenaufbau (Bild 2.1) wurde u.a. von *Hegler* [15, 21 bis 23] untersucht und anhand vereinfachter Modellvorstellungen beschrieben. Beim 3-Schichtenmodell (c, e, c) sind im Kernbereich die Fasern quer und in den Randschichten parallel zur Fließrichtung orientiert. Die Entstehung der Schichten lässt sich durch die Strömungsverhältnisse in der Kavität erklären. In der Kernschicht herrschen überwiegend konstante Strömungsgeschwindigkeiten und die Querorientierung der Fasern resultiert aus Quelleffekten am Anguss [24]. Der Schergeschwindigkeitsgradient nimmt von der Kernschicht zur Randschicht zu. Ist die Ausrichtung einer Faser quer zur Fließrichtung, so greifen an den Fasenden unterschiedliche Scherkräfte an. Die Faser rotiert um die Querachse, bis die Kräfte im Gleichgewicht stehen bzw. die Faser in Fließrichtung orientiert ist.

Führt man zwischen den drei Schichten (c, e, c) noch Zwischenschichten ein und definiert eine unorientierte Randschicht, so geht das 3-Schichtenmodell in ein 7-Schichtenmodell (a, c, d, e, d, c, a) über. Beim 9-Schichtenmodell wird zwischen der Randschicht und der äußeren in Fließrichtung orientierten Schicht eine weitere Zwischenschicht (a, b, c, d, e, d, c, b, a) beschrieben.

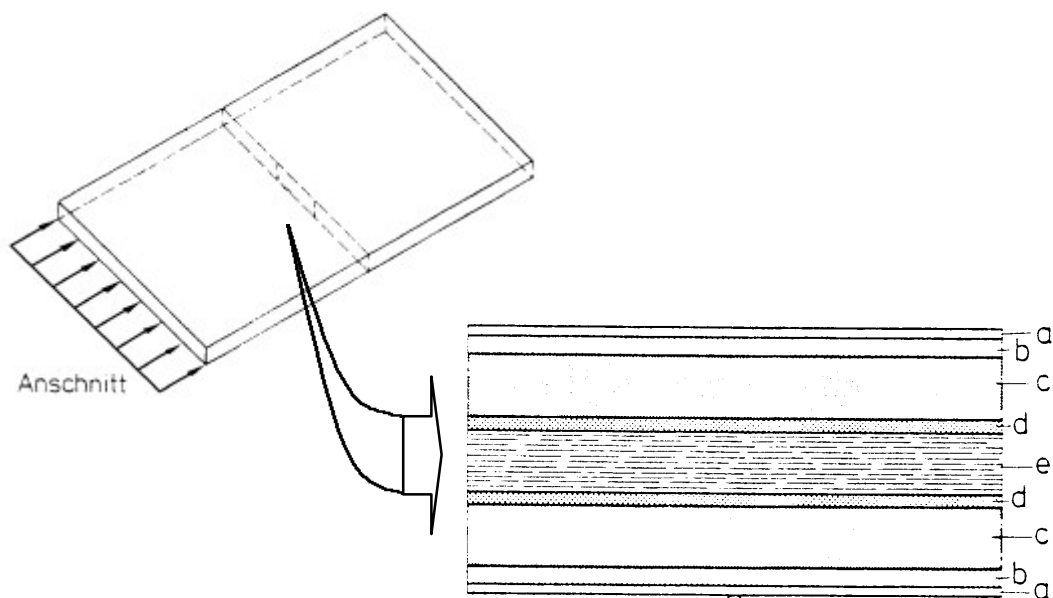


Bild 2.1: Faserorientierung in einer spritzgegossenen Platte aus [15]

### 2.1.1. Experimentelle Ermittlung

Experimentelle Methoden zur Bestimmung der Faserorientierung in Spritzgussbauteilen werden seit vielen Jahren von verschiedenen Autoren beschrieben. Die wichtigsten sind in Tabelle 2.1 zusammengefasst.

Messmethode	Autoren
Biege-/Zugprüfung	Meij [25]; Albrecht et al. [26]
Bildanalyse von Schliffbildern	Tucker et al. [27, 28], N.N. [29]
Bildanalyse von Röntgenaufnahmen	Pourdeyhimi und Ramanathan [30]; Yaguchi et al. [31]; Semmler [32]
Bildanalyse veraschter Bauteile	Gadala-Maria und Parsi [33]
Fraunhofer Diffraktometrie	Pourdeyhimi und Ramanathan [30]
Mikroradiographie	Busse et al. [34]; Hegler [15]
Ultraschallverfahren	Lord [35]
Computertomographie	Grote [36]

Tabelle 2.1: Methoden zur Faserorientierungsmessung

Meij [25] bestimmt den Biege-E-Modul an kreisförmigen Proben in bestimmten Winkelabständen, Albrecht et al. [26] hingegen den Zug-E-Modul an Prüfkörpern, die dem Bauteil in bestimmten Richtungen entnommen werden. Über die Bestimmung der Steifigkeit unter verschiedenen Orientierungen kann dann auf die Faserorientierung im Bauteil zurückgerechnet werden.

Bei der Bildanalyse von Schliffbildern (optisches Mikroskop oder Rasterelektronen-Mikroskop) sind die Fasern als Ellipsen sichtbar und können vermessen werden. Aus dem Achsenverhältnis und der Orientierung der Ellipsen lassen sich die Neigung der Fasern zur Normalen der Schnittebene ( $\Theta$ ) und die Lage der Fasern in der Schnittebene ( $\Phi$ ) berechnen (Bild 2.2).

Advani, Bay und Tucker [27, 28] berechnen aus diesen Orientierungswerten einen Orientierungstensor zweiter Stufe (Gl. 2.1), wobei die drei in Gleichung 2.1 definierten Diagonalkomponenten ( $a_{ii}$ ) die Faserorientierung beschreiben.

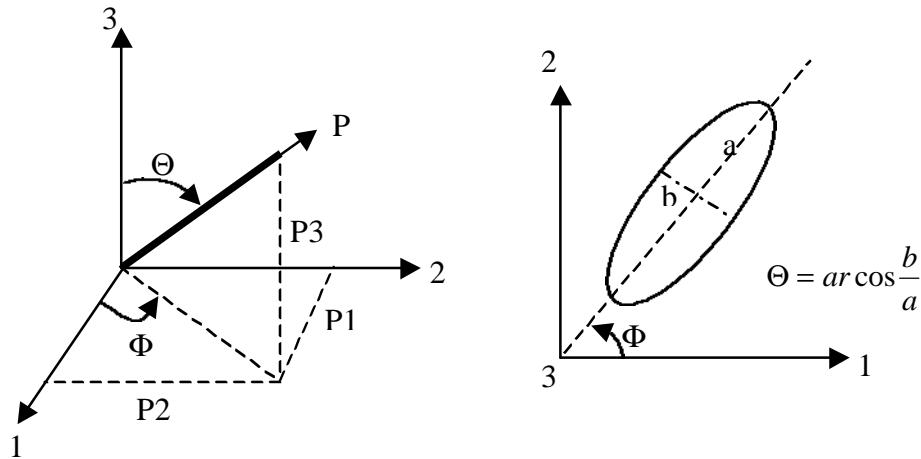


Bild 2.2: Berechnung der Orientierung aus Schliffellipsen aus [29]

$$a_{11} = \sin^2 \Theta \cdot \cos^2 \Phi$$

$$a_{22} = \sin^2 \Theta \cdot \sin^2 \Phi \quad \text{mit} \quad a_{11} + a_{22} + a_{33} = 1 \quad (\text{Gl. 2.1})$$

$$a_{33} = \cos^2 \Theta$$

So liegt zum Beispiel eine isotrope Faserverteilung dann vor, wenn alle drei Orientierungswerte  $1/3$  betragen. Diese und weitere Faseranordnungen stellt Bild 2.3 dar.

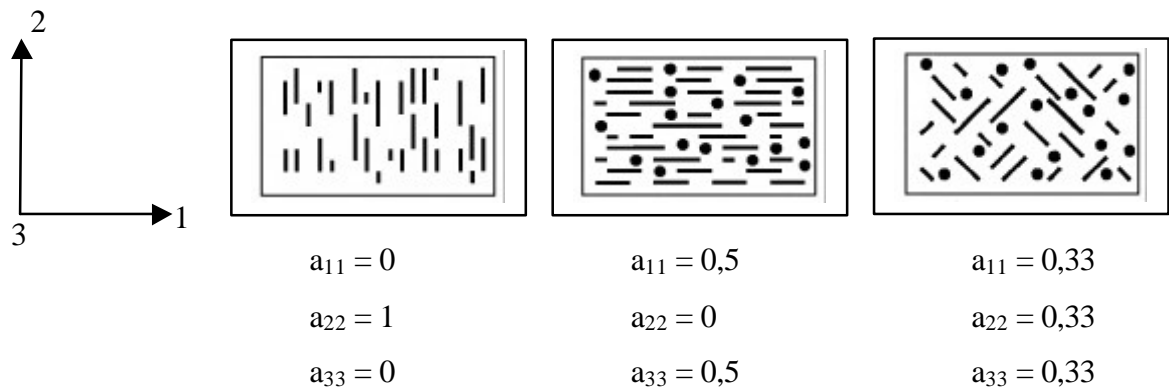


Bild 2.3: Orientierungswerte für verschiedene Faseranordnungen

Ein Problem, über das häufig berichtet wird, besteht darin, einen ausreichenden Kontrast zwischen Faser und Matrix sicherzustellen. Es gibt hierfür eine Reihe von Methoden, den Kontrast zu verbessern. So werden z.B. spezielle Schleif- und Poliermittel [29] oder von Ausias [37] alternativ chemische Substanzen verwendet, welche die Oberflächenrauigkeit der Matrix oder des Füllstoffes erhöhen. Eine weitere Methode wurde von Schwarz [16]

entwickelt, indem die polierten Probenoberflächen mit Platin unter Sauerstoffatmosphäre besputtert wurden.

Aufgrund der Anschnittwahrscheinlichkeit für senkrecht und parallel zur Schnittebene verlaufende Fasern wird eine Faser, die senkrecht zur Schnittebene liegt, mit größerer Wahrscheinlichkeit in der Schnittebene sichtbar sein als eine Faser, die parallel zur Betrachtungsebene liegt. Daher muss bei der Messung eine vom Neigungswinkel jeder Faser, dem mittleren Verhältnis von Länge-zu-Durchmesser und vom Faservolumenanteil abhängige Korrektur vorgenommen werden. In der Literatur werden Wichtungsfunktionen beschrieben [16, 27, 38 bis 40], die sich auf zwei Funktionen zurückführen lassen.

*Bay und Tucker* [27]

$$\frac{a_n}{a_{90^\circ}} = \frac{1}{\frac{l}{d} \cdot \cos \Theta} \quad (\text{Gl. 2.2})$$

$$\text{für } \Theta \leq \arccos \frac{d}{l} : \frac{a_n}{a_{90^\circ}} = 1 \quad (\text{Gl. 2.3})$$

- $a_n$ : korr. Tensorkomponente
- $a_{90^\circ}$ : Tensorkomponente senkrecht zur Schliffebene
- $l$ : Faserlänge
- $d$ : Faserdicke
- $c_F$ : Faserkonzentration

*Fischer und Eyerer* [39]

$$\frac{a_n}{a_{90^\circ}} = \left( \frac{\mathbf{p} \cdot \mathbf{l}}{4 \cdot c_F \cdot d} \right)^{-2/3} \cdot \left\{ \left[ \left( \frac{\mathbf{p} \cdot \mathbf{l}}{4 \cdot c_F \cdot d} \right)^{4/3} - 1 \right] \cdot \sin^2 \Theta + 1 \right\}^{1/2} \quad (\text{Gl. 2.4})$$

Ein Vergleich der Funktionen (Bild 2.4) zeigt, dass bei beiden Korrekturen die kleinen Schnittwinkel gering und die großen stark gewichtet werden. *Bay und Tucker* bewerten die Fasern, die steil angeschnitten werden, sehr gering und die flach angeschnittenen Fasern sehr stark. Die Gewichtungsfunktion von *Bay und Tucker* ist nach [16] nur für endlosfaserverstärkte Systeme geeignet. Die Funktion von *Fischer und Eyerer* gewichtet die Anschnittwinkel gleichmäßiger. Für die Herleitung der Gewichtungsfunktion nach *Fischer und Eyerer* wird ein Probevolumen aus unidirektional angeordneten Elementarzellen aufgebaut. Über geometrische Betrachtungen wird die Anzahl der geschnittenen Elementarzellen in Abhängigkeit des Schnittwinkels hergeleitet. Im Gegensatz zu der Ge-

wichtungsfunktion von *Bay* und *Tucker* wird von *Fischer* und *Eyerer* auch der Faservolumenanteil berücksichtigt.

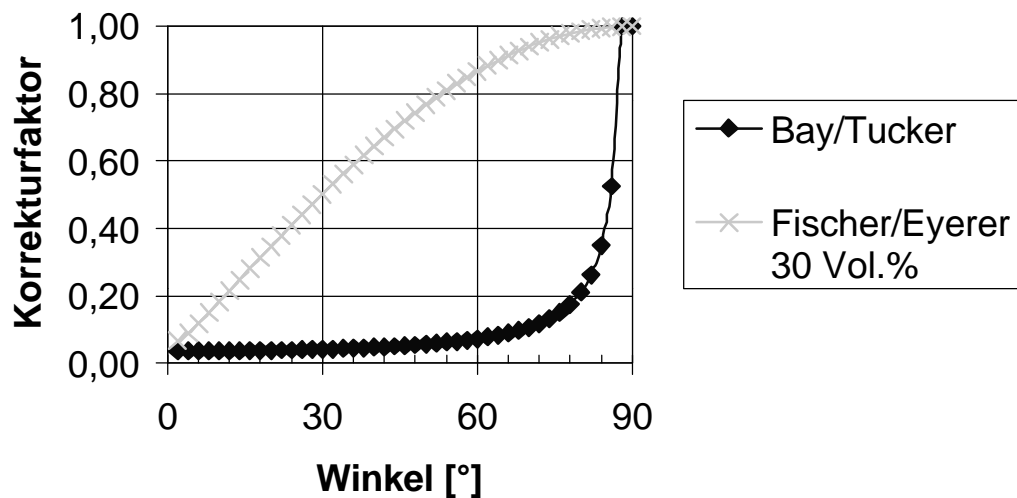


Bild 2.4: Vergleich der Korrekturfunktionen aus [29]

Eine weitere Methode, die Faserorientierungen zu bestimmen, ist die bildanalytische Auswertung von Röntgenaufnahmen. Diese Methode wurde von *Yaguchi et al.* [31] für kurzfaserverstärkte Thermoplaste entwickelt und von *Semmler* [32] auf faserverstärkte Pressbauteile übertragen. Diese zerstörungsfreie Methode kann ohne Probenpräparation und für alle verstärkten Bauteile verwendet werden. An einer digitalisierten Röntgenaufnahme wird eine Kantendetektion durchgeführt und die gefundenen Kanten werden bildanalytisch ausgewertet. Es zeigen sich in den Arbeiten gute Übereinstimmungen mit den verwendeten Testbildern.

Von *Gadala-Maria und Parsi* [33] wird eine Methode beschrieben, die es ermöglicht, transparente oder veraschte Bauteile auszuwerten. Diese werden mit einer CCD-Kamera aufgenommen und anschließend wird mit Hilfe von Sobeloperatoren, welche einen Grauwertgradienten bestimmen, die Faserorientierung berechnet.

Die Fraunhofer Diffraktometrie wurde von *Pourdeyhimi und Ramanathan* [30] benutzt, um Faserorientierungen mittels eines an dem Faserbild gebeugten Lasers zu berechnen. Anhand des Beugungsbildes, welches eine gestreckte Keule zeigt, kann der Orientierungsgrad über das Verhältnis von Breite-zu-Länge und die Orientierung der Keule berechnet werden.

*Busse et al.* [34] und *Hegler* [15] bestimmten an hochaufgelösten Mikroradiographien mit bildanalytischen Methoden die Faserorientierung. Hierzu wurden an jeweils relevanten Positionen im Probekörper zunächst Dünnschliffe angefertigt, deren Dicke zwischen 60 und 100  $\mu\text{m}$  liegt. Über diesen Dünnschliff wird mittels Röntgenstrahlung Filmmaterial belichtet. Das für ein Dünnschliffvolumen repräsentative Schattenbild wird mit bildanalytischen Methoden ausgewertet.

Weiterhin lassen sich Ultraschallverfahren [35] zur zerstörungsfreien Bestimmung der elastischen Eigenschaften einsetzen. Analog zur Biege- und Zugprüfung wird der Modul in verschiedenen Orientierungen bestimmt und daraus auf die Faserorientierung zurückgerechnet. Diese Methode scheint besonders geeignet, integrale Faserorientierungen zu beschreiben (Ortsauflösung ca. 1  $\text{mm}^2$ ).

In einem Artikel von *Grote* [36] wird die Computertomographie benutzt, um Schaumstoffe zu charakterisieren. Diese Methode ist auch in der Lage, faserverstärkte Thermoplaste zu untersuchen und mittels einer Kantendetektion dreidimensionale Orientierungen zu berechnen.

### 2.1.2. Simulation von Spritzgussbauteilen

Als im Vergleich zum experimentellen Aufwand zeitsparendere Möglichkeit zur Bestimmung von Faserorientierungen kann mit Hilfe von Spritzgießsimulationsprogrammen die Orientierung berechnet werden. Die drei am weitesten verbreiteten Programme MOLDFLOW [41], CADMOULD [42] und C-MOLD [43] bieten die Option, zusätzlich zum Füllvorgang die Faserorientierungen zu simulieren. Bei der Orientierungsberechnung handelt es sich um eine Abschätzung von Orientierungen in Spritzgussformteilen mit Hilfe von Rechenalgorithmen, die auf Modellannahmen beruhen. Da es sich bei Spritzgießteilen im Allgemeinen um flächige Teile mit geringen Wanddicken handelt, werden Formteilgeometrien mit Hilfe eines 2 ½ D-Schalenmodells abgebildet. Als Schalenelemente werden Dreieckselemente verwendet, denen eine Dicke zugeordnet wird.

In der Orientierungsberechnung werden ideal steife Fasern mit gerader Achse sowie einheitlichem Durchmesser und einheitlicher Länge vorausgesetzt. Die Fasern beeinflussen sich in ihrem Verhalten nicht gegenseitig (keine Faser-Faser-Interaktion).

Bei der Formfüllung sind alle Fasern in den Angusselementen in Fließrichtung ausgerichtet. Zur Berechnung der Orientierungen wird ein Transportalgorithmus benötigt, der den Fasertransport entlang von Bahnlinien beschreibt. Ein Rotationsalgorithmus beschreibt die Drehung der Fasern in der Kernschicht. Ein Unterschied in der Berechnung der Programme findet sich in der Beschreibung dieses Rotationsalgorithmus. Die theoretischen Grundlagen stammen aus der Arbeit von *Jefferey* [44], in der eine Beschreibung des Verhaltens ellipsoidförmiger Partikel in Newtonschen Fluiden hergeleitet wird. Dieser Ansatz wurde von *Folgar* und *Tucker* [45] weiterentwickelt, indem er mit einem geometrieabhängigen Beschreibungsfaktor ergänzt wurde. Dieser Faktor kann als Faserwechselwirkungsparameter interpretiert werden. Während CADMOULD mit dem Modell nach *Jefferey* rechnet, benutzen C-MOLD und MOLDFLOW das Modell nach *Folgar* und *Tucker*. Der Faserwechselwirkungsparameter wurde empirisch bestimmt und wird von den Programmen vorgegeben.

Ein weiterer Unterschied zwischen den Programmen liegt in der Darstellung der Faserorientierungen. Während CADMOULD einen zweidimensionalen Orientierungswinkel für jedes Element und jede Schicht angibt, werden von C-MOLD und MOLDFLOW Orientierungsellipsen dargestellt. Diese Orientierungsellipsen geben eine dreidimensionale Orientierungsverteilung der Fasern für jedes Element und jede Schicht an.

Die Faserorientierungen können als Datei ausgegeben werden und stehen somit für weitere Verwendungen direkt zur Verfügung.

### 2.1.3. Stoffwerte für die Spritzgießsimulation

Die zur Faserorientierungssimulation benötigten werkstoffspezifischen Stoffwerte stellen die Programme über Datenbanken zur Verfügung. Für eine Füllsimulation werden folgende Stoffwerte benötigt (Tabelle 2.2):

Stoffwert	Autoren
Viskosität in Abhängigkeit der Scherrate	Carreau [46]
Wärmeleitfähigkeit	Ott [47]; Progelhoff et al. [48]
Fließgrenztemperatur	N.N. [49]

*Tabelle 2.2: Benötigte Stoffwerte für eine Füllsimulation*



Zur Beschreibung der Abhängigkeit der Viskosität von der Schergeschwindigkeit (Bild 2.5) kann der Carreau-Ansatz (Gl. 2.5) verwendet werden. Er gibt das Fließverhalten der Schmelze sowohl bei niedrigen als auch bei hohen Schergeschwindigkeiten wieder.

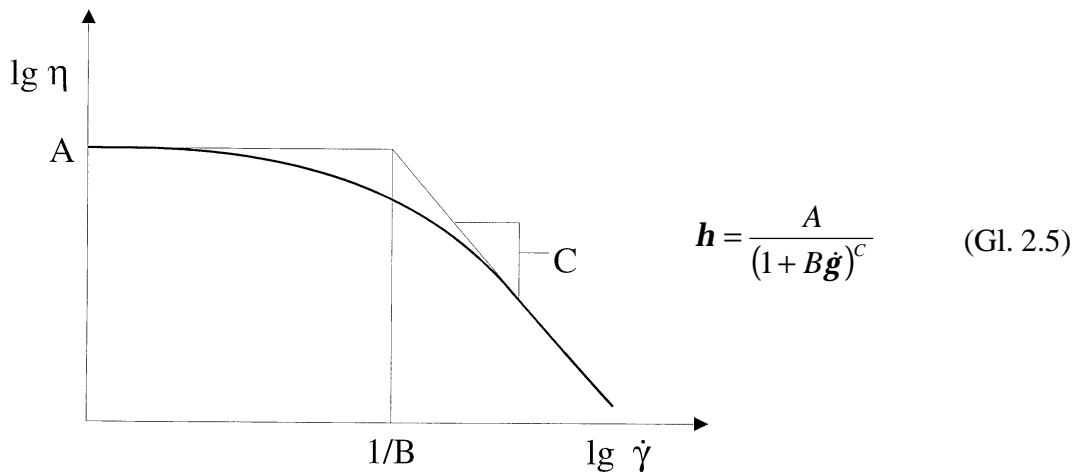


Bild 2.5: Beschreibung der Viskosität in Abhängigkeit der Schergeschwindigkeit mit dem Carreau-Ansatz

Beim Abkühlen des Formteils fließt die Wärme über den Kunststoff in die Werkzeugwand. Für diese Beschreibung wird sowohl die Wärmeleitfähigkeit des Werkzeugs als auch die des Kunststoffes benötigt. Unterhalb der Fließgrenztemperatur wird der Kunststoff als eingefroren betrachtet. Zur Bestimmung der Fließgrenztemperatur existieren keine genormten oder standardisierten Messverfahren. In den letzten Jahren gibt es deshalb verstärkt Bemühungen, die empirische Fließgrenztemperatur durch eine physikalische Größe ähnlich der Schmelztemperatur oder des Glasübergangs zu ersetzen [49]. Um auch die Nachdruckphase in die Simulation mit einbeziehen zu können, werden zusätzlich pvT-Daten benötigt. In einem pvT-Diagramm wird der Zusammenhang zwischen Druck, Temperatur und dem spezifischen Volumen eines Materials dargestellt. Den typischen Zustandsverlauf eines Spritzgießzyklus zeigt Bild 2.6.

Die Formmasse wird bei nahezu konstanter Temperatur (Verlauf 0→1) eingespritzt. Punkt 2 stellt die Umstellung auf Nachdruck dar. Das Einfrieren des Anschnittes gibt Position 3 an. Nach dem isochoren Verlauf und dem Erreichen der 1-bar-Linie (Punkt 4) schwindet das Formteil gemäß Verlauf 4→5→6.

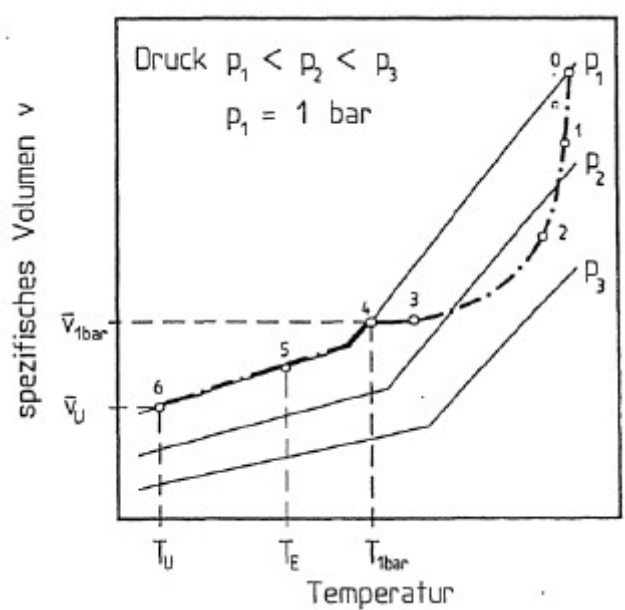


Bild 2.6: Lokaler Zustandsverlauf in einem  $p$  $v$  $T$ -Diagramm [50]

Während der Nachdruckphase wird versucht, die Schwindung des Materials zu kompensieren, damit keine Lunker entstehen. Die Änderung der Faserorientierung in der Nachdruckphase kann in Bauteilen vernachlässigt werden.

#### 2.1.4. Vergleich der berechneten mit den simulierten Faserorientierungen

In einer Vielzahl von Arbeiten werden die Faserorientierungen simuliert und experimentellen Ergebnissen gegenübergestellt. *Mlekusch* [51] verglich simulierte Faserorientierungen, simuliert mit dem Programm MOLDFLOW, mit experimentell bestimmten Faserorientierungen an zwei verschiedenen Versuchsbauteilen. Es konnte gezeigt werden, dass sich die Faserorientierung in kurzfaserverstärkten Thermoplastbauteilen sehr gut mittels eines kommerziellen Softwarepakets berechnen lässt. Anhand von Versuchsbauteilen, welche aufgrund ihrer Geometrie sehr unterschiedliche Orientierungen aufwiesen, wurden mehrere Vergleiche durchgeführt. Für einen UD-Probekörper konnten Faserorientierungen mit einer Genauigkeit von  $\pm 5^\circ$  dargestellt werden. Bei einem weiteren Bauteil - einer Platte - konnten sogar alle sieben unterschiedlich orientierten Schichten bestimmt werden.

Von *Foss et al.* [52] wurde die Faserorientierung einer Platte mit dem Programm C-MOLD simuliert und experimentellen Ergebnissen gegenübergestellt. Die C-MOLD-Simulation ergab gute quantitative Übereinstimmungen mit den experimentell ermittelten Faserorientierungen. In den meisten Simulationen konnten die Faserorientierungen mit einer Genauigkeit von  $\pm 10^\circ$  bestimmt werden.

Die Faserorientierungssimulation von CADMOULD wurde u.a. von *Mohr-Matuschek* [53] mit experimentellen Werten verglichen und bewertet. Auch hier zeigten sich bei den verwendeten Bauteilen gute Übereinstimmungen zwischen den Orientierungen. Die Faserorientierungsberechnung wurde nicht nur anhand einfacher Geometrien überprüft, sondern auch für ein kompliziertes Formteil eines Brems- Kupplungspedals durchgeführt. Bei dieser Geometrie konnten die Fasern mit einem durchschnittlichen Fehler von ca.  $15^\circ$  bestimmt werden. An einigen Punkten wurde aber eine Abweichung von bis zu  $50^\circ$  festgestellt.

*Bay und Tucker* [27] untersuchten die Faserorientierungen an einer punktförmig angespritzten Scheibe und an einer Platte mit Filmanguss. Es konnte gezeigt werden, welchen Einfluss die Eingabeparameter (Stoffwerte) auf die Simulationen haben. Die Ergebnisse zeigen, dass die Faserorientierungen nicht immer zufriedenstellend simuliert werden können.

## 2.2. Faserlängenverteilung

Während der Verarbeitung (Extrusion oder Spritzguss) wird die Faserlänge durch Schervorgänge abgebaut [16, 54, 55]. Es wurde u.a. von *Schwarz* [23, 56] gezeigt, dass eine Faser mehrfach brechen kann und ein hoher Anteil von Faserbruchstücken mit einer Länge von weniger als  $20\text{ }\mu\text{m}$  entsteht. Neben Schervorgängen hat auch die Faserkonzentration Einfluss auf die Faserlänge. In der folgenden Tabelle 2.3 wird für ein PA6 dargestellt, dass mit zunehmendem Faseranteil die Faserlänge abnimmt. Der arithmetische Mittelwert der Faserlänge ist stark vom Anteil kurzer Faserbruchstücke abhängig. Diese kurzen Fasern beeinflussen die Verstärkungswirkung wegen des isotropen Füllers nur wenig. Aus diesem Grund erscheint eine anzahlgemittelte Faserlängenverteilung nicht sinnvoll. Längere Fasern sind bei der Mittelung stärker zu berücksichtigen und es sollte das Gewichtsmittel anstatt des Zahlenmittels verwendet werden [16].

<b>Material</b>	<b>Gew.% Glasfasern</b>	<b>mittlere Faserlänge [mm] ± Standardabweichung [mm]</b>
PA6-GF5	5	410 ± 270
PA6-GF10	10	450 ± 280
PA6-GF30	30	290 ± 140
PA6-GF45	45	250 ± 130

*Tabelle 2.3: Mittlere Faserlänge in Abhängigkeit des Glasfaseranteils aus [23]*

Die Faserlängenverteilung ist experimentell zugänglich, nachdem Faser und Matrix getrennt werden. Folgende Verfahren haben sich durchgesetzt:

<b>Methode</b>	<b>Autoren</b>
Entfernen der Matrix durch Plasmaätzen	Sawjer [57]
Entfernen der Matrix mit nasschemischen Methoden (z.B. Schwefelsäure)	Chen und Jones [58]
Veraschen der Matrix	Schwarz [16]; N.N. [29]

*Tabelle 2.4: Methoden zur Trennung von Faser und Matrix*

Von diesen Verfahren findet die Pyrolyse die häufigste Verwendung, da sie am einfachsten und schnellsten zu handhaben ist. Die Proben werden unter Luftatmosphäre bei ca. 500°C aufgeheizt. Der Matrixwerkstoff verbrennt vollständig und die Glasfasern bleiben als Glührückstand unverändert zurück. Die Fasern können anschließend bildanalytisch ausgewertet werden.

### **2.3. Elastisches Materialverhalten kurzfaserverstärkter Thermoplaste**

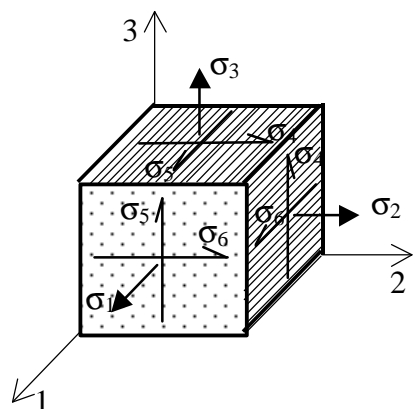
Modelle zur Beschreibung der Steifigkeiten von kurzfaserverstärkten Thermoplasten basieren auf Modellbeschreibungen endlosfaserverstärkter oder kugelverstärkter Verbundwerkstoffe. Eine Zusammenfassung dieser Modelle ist z.B. in den Arbeiten von *Hegler* [21] und *Schwarz* [16] gegeben. Die in diesen Arbeiten besprochenen Modelle sind in ihren ursprünglichen Formulierungen für kurzfaserverstärkte Systeme ungeeignet, da sie die Faserlänge nicht berücksichtigen. Sie bilden jedoch eine wichtige Grundlage zur Entwicklung passender Ansätze der Beschreibung eines kurzfaserverstärkten Verbundes.

Die allgemeine Spannungs-Verzerrungs-Beziehung enthält 81 Koeffizienten, die sich wegen der Symmetrie der Schubspannungen auf 36 und auf Basis der Gleichheit der Formänderungsarbeit (Maxwell-Betti) auf 21 reduzieren. Die zur Hauptdiagonalen symmetrische Steifigkeitsmatrix lautet:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ & & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ & & & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ S & Y & M & & C_{55} & C_{56} \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \\ \epsilon_3 \\ \epsilon_4 \\ \epsilon_5 \\ \epsilon_6 \end{bmatrix} \quad (\text{Gl. 2.6})$$

oder:  $[\mathbf{s}_k] = [C_{kl}] \cdot [\mathbf{e}_l]$  (Gl. 2.7)

Bei einem Kurzfaserverbund mit unidirektional orientierten Fasern (UD-Verbund, Bild 2.7) vereinfacht sich die allgemeine Steifigkeitsmatrix.



$$\begin{aligned} n_{21} &= n_{12} & E_{22} &= E_{33} \\ G_{12} &= G_{13} & G_{23} &= \frac{E_{22}}{2(1+n_{23})} \end{aligned} \quad (\text{Gl. 2.8})$$

*Bild 2.7: Unidirektional orientierter Faserverbund (UD-Verbund) mit transversal-isotropen Materialeigenschaften*

Das Volumenelement ist um die 1-Achse beliebig drehbar, ohne dass sich das Werkstoffverhalten verändert. Somit ist die 2-3-Ebene die Isotropieebene und es gelten oben stehende Bedingungen (Gl. 2.8). Ein kurzfaserverstärkter UD-Verbund zeigt transversal-isotropes Materialverhalten (Gl. 2.9).

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{C_{22} - C_{23}}{2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} \quad (\text{Gl. 2.9})$$

Im Folgenden (Gl. 2.10) wird das Werkstoffgesetz für den UD-Verbund in Ingenieurkonstanten angegeben, wobei die dehnungsbezogene Schreibweise bevorzugt wird, da sie übersichtlicher und damit einfacher nachzuvollziehen ist. Das Werkstoffgesetz lässt sich wie folgt formulieren:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{21}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{21}}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_2 \\ \tau_{23} \\ \tau_{13} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (\text{Gl. 2.10})$$

Dies bedeutet, dass zur Beschreibung des mechanischen Verhaltens eines UD-Verbundes fünf voneinander unabhängige Kennwerte benötigt werden. Diese sind die E-Moduln in 1- und 2-Richtung ( $E_{11}$ ,  $E_{22}$ ), die Schubmoduln  $G_{12}$  und  $G_{23}$  und die Querkontraktionszahl  $\nu_{21}$ .

### Reduktion des transversal-isotropen Werkstoffverhaltens auf den ebenen Spannungszustand

Betrachtet man den ebenen Spannungszustand, so wird davon ausgegangen, dass in einer Richtung keine Spannungen auftreten. In Bild 2.8 treten keine Spannungen in der 3-Richtung auf ( $\sigma_3 = \sigma_4 = \sigma_5 = 0$ ).

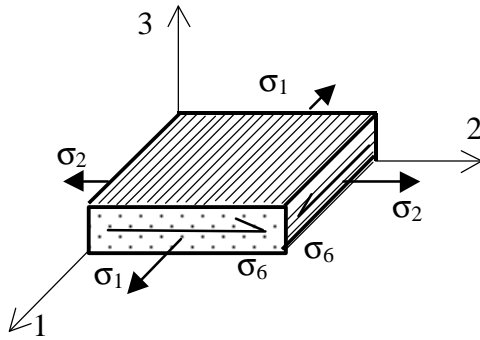


Bild 2.8: Der ebene Spannungszustand bei transversaler Isotropie

Damit vereinfacht sich die Gleichung (2.9) wie folgt:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & 0 \\ C_{12} & C_{22} & 0 \\ 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} \quad (2.11)$$

Zur Veranschaulichung werden auch hier die Ingenieurkonstanten verwendet. Das dehnungsbezogene Werkstoffgesetz lautet:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (2.12)$$

Da die meisten spritzgegossenen kurzfaserverstärkten Thermoplastformteile dünne Wandstärken besitzen, genügen für ihre Beschreibung vier voneinander unabhängige Kennwerte ( $E_{11}$ ,  $E_{22}$ ,  $G_{12}$  und  $\nu_{21}$ ).

### 2.3.1. Ansätze zur Beschreibung der elastischen Kenngrößen

Geeignete Ansätze zur Beschreibung eines UD-Verbundes mit transversal-isotropem Materialverhalten sind in Tabelle 2.5 dargestellt.

Ansatz	Autoren
Modifizierte Mischungsregel	Nielson und Chen [59]
Fasern als Ellipsoide	Russel [60]; Chow [61]
Fasern als zylindrische Einschlüsse	Halpin und Kardos [62]

Tabelle 2.5: Ansätze zur Beschreibung eines transversal-isotropen Verbundes

Zur Beschreibung von kurzfaserverstärkten Verbunden modifizierten u.a. *Nielson* und *Chen* [59] die lineare Mischungsregel mit einem empirischen Faserwirkungsfaktor ( $k$ ).

$$E_V = kE_F c_F + E_M (1 - c_F) \quad (\text{Gl. 2.13})$$

Eine weitere Beschreibung wurde von *Russel* [60] bzw. *Chow* [61] vorgestellt. Hierbei werden die Fasern als ellipsoidförmige Einschlüsse in der isotropen Matrix definiert. *Russel* und *Chow* verwenden hierfür die Methode des äquivalenten Einschlusses (Eshelby-Methode [63]). Zur Beschreibung des transversal-isotropen Werkstoffverhaltens wird die Anisotropie des Verbundes durch das Verhältnis der Ellipsoidhauptachsen charakterisiert. Es wird von idealer Faser-Matrix-Haftung ausgegangen und die Verstärkungsfasern haben alle die gleiche Größe und Form. Der Ansatz von *Russel* bzw. *Chow* wurde in der vorliegenden Arbeit nicht verwendet, da er von ellipsoidförmigen Verstärkungskomponenten ausgeht. Weiterhin wurde von *Hegler* [15] auf eine Diskontinuität im Gleichungssystem für den transversalen Schubmodul  $G_{12}$  hingewiesen. In dieser Arbeit werden die Gleichungen von *Halpin* und *Tsai* verwendet, da sie allgemein eingeführt sind, z.B. [15, 16, 53, 64], und bereits an anderer Stelle gute Erfahrungen mit ihnen gemacht wurden [65 bis 67].

### Der *Halpin-Tsai* Ansatz [62]

Der Ansatz nach *Halpin-Tsai* wurde zum einen aus der Theorie nach *Hermans* [68] entwickelt, die aus dem verallgemeinerten Hill'schen Modell [69 bis 71] für einen endlosfaserverstärkten Werkstoff hervorgeht. Daneben wurde auf die Theorie nach *Kerner* [72] zurückgegriffen, die einen Verbund aus homogen verteilten kugelförmigen Partikeln zu Grunde legt. Im Ansatz nach *Halpin-Tsai* wird ein Form- bzw. Geometriefaktor eingeführt, der die Form des Verstärkungsmaterials charakterisiert. Dieser Formfaktor ist abhängig vom zu berechnenden elastischen Kennwert. Dabei wird von idealer Faser-Matrix-Haftung ausgegangen. Faser-Faser-Interaktionen und gegenseitige Beeinflussungen der



Spannungsfelder der einzelnen Fasern werden nicht berücksichtigt. Die allgemeine Form der Halpin-Tsai-Gleichung lautet:

$$\frac{\bar{p}}{p_M} = \frac{1 + \xi h c_F}{1 - h c_F} \quad (\text{Gl. 2.14})$$

$$\text{mit: } \eta = \frac{M_R - 1}{M_R + \xi} \quad \xi = k \cdot l/d \quad M_R = \frac{p_F}{p_M}$$

$\bar{p}$ : Elastischer Kennwert des Verbundes

$p_M$ : Entsprechender Kennwert der Matrix

$p_F$ : Entsprechender Kennwert der Faser

$\xi$ : Formfaktor

$c_F$ : Faservolumenanteil

$l, d$ : Länge und Dicke der Fasern

$k$ : Konstante

Mit Hilfe des Ansatzes nach Halpin-Tsai können die Moduln  $E_{11}$ ,  $E_{22}$ ,  $G_{12}$  und  $G_{23}$  aus den Matrix- und Füllstoffkennwerten berechnet werden. Die Gleichungen für die einzelnen transversal-isotropen Kennwerte sind im Anhang 10.2. aufgelistet.

Zur Berechnung der Querkontraktionszahl  $\nu_{21}$  aus der Matrix- und Füllstoff-Querkontraktionszahl ( $\nu_F, \nu_M$ ) wurde von *Halpin* und *Tsai* die Mischungsregel benutzt [16, 64]:

$$\nu_{21} = \nu_F c_F + \nu_M (1 - c_F) \quad (\text{Gl. 2.15})$$

Im Allgemeinen erweist sich die Bestimmung der Eingangsgrößen für die Berechnungen als sehr schwierig. Es ist meist nur eine grobe Abschätzung der mechanischen Eigen-

schaften der Matrix und der Glasfasern möglich. Der Polymermatrix werden bei Glasfaserverstärkung bis zu 20 Vol. % Schlichten (Zusatzstoffe) beigefügt, wodurch sich andere mechanische Eigenschaften als bei unverstärkten Thermoplasten ergeben. Polymere mit Schlichten aber ohne Glasfaserverstärkung sind nicht erhältlich.

In der Arbeit von *Mohr-Matuschek* [53] wurde untersucht, wie groß der Einfluss der einzelnen Basiskennwerte des Halpin-Tsai-Ansatzes auf das elastische Verhalten des Gesamtverbundes ist. Er hat den E-Modul in und quer zur Faserrichtung ( $E_{11}$  und  $E_{22}$ ), die Schubmoduln  $G_{12}$ ,  $G_{23}$  und die Querkontraktionszahl  $\nu_{21}$  in Abhängigkeit der Fasergeometrie und der mechanischen Eigenschaften der Faser und der Matrix aufgetragen und diskutiert.

Komponente	Transversal-isotrope				
	Verbundeigenschaften				
Variation	$E_{11}$	$E_{22}$	$G_{12}$	$G_{23}$	$\nu_{21}$
$E_f$	++	O	O	O	O
$G_f$	O	O	O	O	O
$l$	+	O	O	O	O
$d$	+	O	O	O	O
$E_m$	++	++	O	O	++
$G_m$	O	O	++	++	O
$c_F$	++	+	++	++	O

++ : Einfluss größer als 15%

+ : Einfluss zwischen 5% und 15%

O : Einfluss kleiner als 5%

Tab. 2.6: Variation der Komponenteneigenschaften [67]

Seine Darstellungen wurden von *Roth* [67] in der oben stehenden Tabelle zusammengefasst, die sieben Basiswerte wurden um jeweils  $\pm 30\%$  variiert. Aus Tabelle 2.6 wird deutlich, dass eine Veränderung des Faservolumenanteils  $c_F$  den gravierendsten Einfluss auf die Eigenschaften des UD-Verbundes hat. Bis auf den Elastizitätsmodul in Querrichtung  $E_{22}$  und die Querkontraktionszahl  $\nu_{21}$  ändern sich die Verbundeigenschaften um über 15%. Dies bedeutet, dass bei lokalen Konzentrationsunterschieden der Fasern die Eigenschaften nicht realistisch berechnet werden können. Weiterhin fällt auf, dass die Elastizitätseigenschaften der Matrix ( $E_m$ ,  $G_m$ ) ebenfalls erheblichen Einfluss auf den transversal-isotropen Verbund haben. Durch eine Variation des E-Moduls der Matrix  $E_m$  um  $\pm 30\%$  ändern sich die Elastizitätsmoduln in Längs- und Querrichtung des Verbundes ( $E_{11}$ ,  $E_{22}$ )

und auch die Querkontraktionszahl in der 1-2-Ebene  $\nu_{21}$  um mehr als 15%. Diese Veränderung hat allerdings keinen Einfluss auf die Schubmoduln. Im Gegensatz dazu hat eine Variation des Schubmoduls der Matrix  $G_m$  eine starke Veränderung der Schubmoduln  $G_{12}$  und  $G_{23}$  zur Folge, wobei die Elastizitätseigenschaften  $E_{11}$  und  $E_{22}$  unbeeinflusst bleiben.

### 2.3.2. Experimentelle Bestimmung der elastischen Kenngrößen

Im Gegensatz zu endlosfaserverstärkten Verbunden mit definierter Faserorientierung ist die Präparation einer spritzgegossenen Probe mit unidirektional orientierten kurzen Glasfasern mit erheblichen Schwierigkeiten verbunden [64, 65, 73]. In der Literatur finden sich verschiedene Ansätze zur Präparation von UD-Proben.

Von *Mlekusch et al.* [74] wurden Probekörper hergestellt, die durch hohe Einspritzgeschwindigkeit der Schmelze in die Kavität einen Schergeschwindigkeits-Gradienten erzeugt, der keine quer orientierte Mittelschicht bedingt.

In [65] wurden extrem hochorientierte Probekörper durch Gegentaktspritzen erzeugt, indem eine 2-Komponenten-Spritzgießmaschine eingesetzt wurde. Die Schmelze wurde so lange durch die Probekörper und wieder zurück befördert, bis diese vollständig eingefroren waren.

In [73] wurden zylindrische Probekörper mit UD-orientierten Kurzfasern hergestellt, indem die Proben durchspritzt wurden. Hierzu wurde ebenfalls eine 2-Komponenten-Spritzgießmaschine im Durchströmverfahren verwendet. Das Probekörperwerkzeug wurde mit zwei Anschnitten versehen, so dass die Schmelzeströmung bis zum vollständigen Einfrieren der Wandung aufrecht erhalten werden konnte. Dabei wurde die auf der gegenüberliegenden Seite austretende Schmelze in die zweite Plastifiziereinheit hineingedrückt, die über die Maschinensteuerung gleichzeitig den nötigen hydrostatischen (Nach-) Druck aufbringen konnte.

In [64] wurden Proben mit UD-Orientierung hergestellt, indem die Proben mechanisch nachbearbeitet und die Schichten mit nicht erwünschten Orientierungen durch spanendes Bearbeiten entfernt wurden.

An den in der Literatur dargestellten UD-Probekörpern wurden die mechanischen Eigenschaften bestimmt. In keiner Arbeit war es möglich, alle fünf transversal-isotropen Kennwerte experimentell zu bestimmen. Zugängliche Kennwerte waren die E-Moduln in 1- und 2-Richtung, der Schubmodul  $G_{12}$  und die Querkontraktionszahl  $\nu_{21}$ . Nicht bestimmt werden konnte der Schubmodul  $G_{23}$ .

#### 2.4. Kriechverhalten

Bei Kunststoffen ist neben einem spontanen und reversiblen, elastischen Deformationsverhalten zusätzlich mit zeitabhängigem und geschwindigkeitsabhängigem Werkstoffverhalten zu rechnen. Dieses Werkstoffverhalten beschreibt die Viskoelastizität. Sie äußert sich unter konstanten Beanspruchungen in einer Kriech- oder Relaxationsneigung und bei zeitlich veränderlicher Belastung in einem belastungsgeschwindigkeitsabhängigen Materialverhalten.

In dieser Arbeit wird das Kriechverhalten als ein Phänomen der Viskoelastizität simuliert werden. Wie bei der Elastizität unterscheidet man auch bei der Viskoelastizität lineares und nichtlineares Materialverhalten. Lineare Viskoelastizität bedeutet beim Kriechen, dass der Kriechmodul bzw. die Kriechnachgiebigkeit keine Spannungsabhängigkeit zeigen (Bild 2.9).

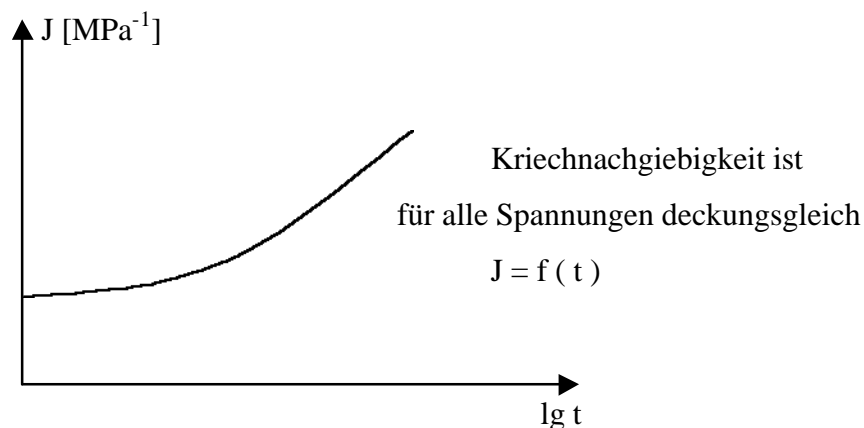


Bild 2.9: Kriechnachgiebigkeiten bei verschiedenen Spannungen

Die fünf transversal-isotropen Kennwerte erweitern sich beim linearen Kriechverhalten zu zeitabhängigen Funktionen:

$$\begin{array}{lll}
E_{11} & \rightarrow & E_{11}(t) \\
E_{22} & \rightarrow & E_{22}(t) \\
G_{12} & \rightarrow & G_{12}(t) \\
G_{23} & \rightarrow & G_{23}(t) \\
\nu_{21} & \rightarrow & \nu_{21}(t)
\end{array} \tag{2.16}$$

Mit der linearen Viskoelastizität lässt sich das Deformationsverhalten thermoplastischer Kunststoffe im technisch relevanten Beanspruchungsbereich nicht ausreichend genau beschreiben. Viele Polymere zeigen bereits bei geringen Beanspruchungen und kurzen Zeiten ein ausgeprägtes nichtlineares Kriechverhalten. Dies bedeutet, dass die Kriechdeformationen überproportional mit den Beanspruchungen wachsen. Die fünf oben dargestellten Kriechfunktionen werden zu zeit- und spannungsabhängigen Funktionen.

$$\begin{array}{lll}
E_{11} & \rightarrow & E_{11}(t, \sigma_{11}) \\
E_{22} & \rightarrow & E_{22}(t, \sigma_{22}) \\
G_{12} & \rightarrow & G_{12}(t, \tau_{12}) \\
G_{23} & \rightarrow & G_{23}(t, \tau_{23}) \\
\nu_{21} & \rightarrow & \nu_{21}(t, \sigma_{11})
\end{array} \tag{2.17}$$

Eine Kriechkurve wird zu einer geometrischen Fläche, wie in Bild 2.10 dargestellt. Durch Schnitte in den drei Koordinatenebenen ergeben sich die oft in Diagrammen dargestellten Zeit-Dehnlagen, isochrone Spannungs-Dehnungs-Linien und Linien mit konstanter Dehnung (Relaxation).

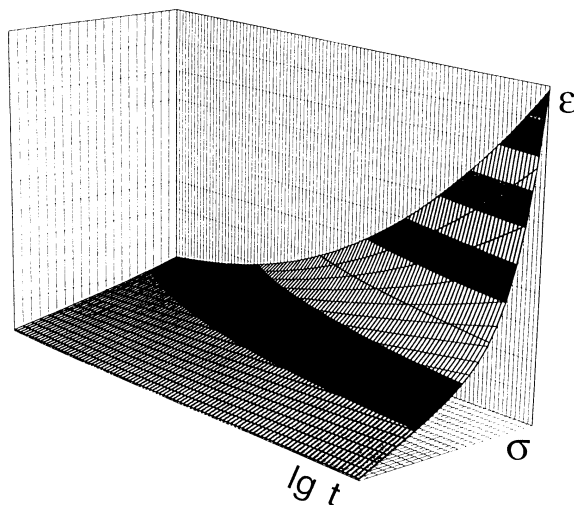


Bild 2.10: Kriechen als Funktion von Spannung und Zeit aus [75]

In der Literatur sind zahlreiche Ansätze bekannt, das nichtlinear viskoelastische Materialverhalten unter ein- oder mehrachsigen Beanspruchungsbedingungen in Abhängigkeit von Beanspruchungshöhe [76 bis 82], Temperatur [79 bis 81] oder physikalischer Alterung [82 bis 87] zu beschreiben. Die existierenden Ansätze zur Beschreibung des Kriechverhaltens faserverstärkter Thermoplaste werden im Folgenden dargestellt.

#### 2.4.1. Modelle zur Beschreibung des Kriechverhaltens

Um Kriechkurven unterschiedlicher Thermoplaste miteinander vergleichen zu können, ist es sinnvoll, eine mathematische Anpassung an die Kriechdaten durchzuführen. Ziel ist es, Messkurven mit möglichst wenig Parametern zu approximieren. Zusätzlich hat die mathematische Beschreibung den Vorteil, dass sie eine Extrapolation des Kriechverhaltens zulässt. So wurde von mehreren Autoren berichtet, dass sich das Kriechverhalten um bis zu einer Größenordnung extrapolieren lässt [75, 88].

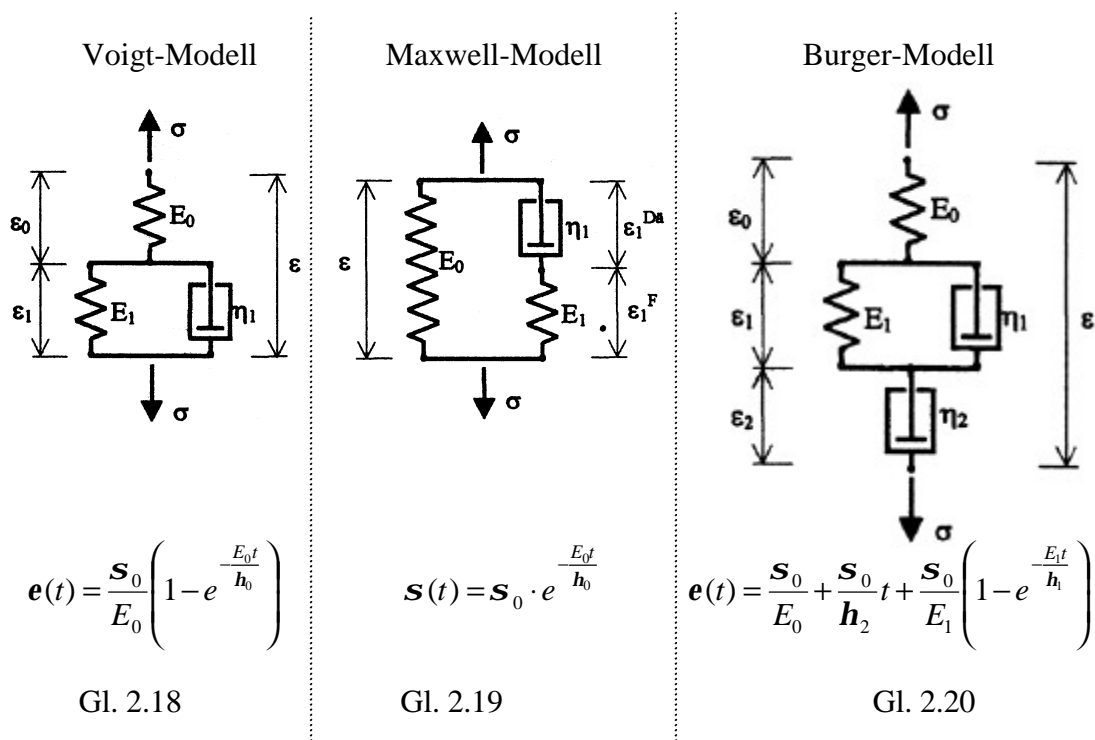


Bild 2.11: Feder-Dämpfer Modelle zur Beschreibung viskoelastischen Verhaltens

Wie die Bezeichnung „viskoelastisch“ schon aussagt, besitzt der Kunststoff elastische, aber auch viskose Eigenschaften. Das Werkstoffverhalten kann aus diesem Grund als eine Kombination von verschiedenen idealen Hooke'schen Federn und ideal viskosen New-

ton'schen Dämpfern beschrieben werden. Diese Überlegungen bilden die Basis der Voigt-, Maxwell- und Burgermodelle (Bild 2.11), die häufig zur Materialcharakterisierung herangezogen werden [76, 79, 80]. Verallgemeinerte Voigt- oder Maxwell-Modelle lassen je nach Auswahl der Feder-Dämpfer-Elemente ein Spektrum von Relaxationszeiten zu, womit sich mit steigendem Modellierungsaufwand sehr gute Anpassungsgüten erreichen lassen.

In dieser Arbeit soll das Kriechverhalten unter statischer Last untersucht werden. Dies bedeutet, dass die Ansätze weder wechselnde Belastungen noch Kriecherholungs- oder Relaxationsdaten berücksichtigen müssen. Für die Beschreibung des Kriechverhaltens unter konstanter Last existieren verschiedene empirisch ermittelte Modelle wie beispielsweise der Findley-Ansatz (Gl. 2.21) [79].

$$\mathbf{e}(t) = \mathbf{e}_0 + \mathbf{e}_{creep} = k_1 + k_2 \cdot t^{k_3} \quad (\text{Gl. 2.21})$$

Dieses einfache Modell mit drei Parametern beschreibt das Kriechverhalten ebenso gut wie kompliziertere Feder-Dämpfer-Modelle mit bis zu zehn oder mehr Ansatzparametern. In vielen Arbeiten wurden vergleichende Untersuchungen durchgeführt, welcher Ansatz zur Beschreibung von Kriechkurven besser geeignet ist [77, 80, 81].

Durch spannungsabhängige Ansatzparameter können die Beschreibungsgleichungen auf den nichtlinearen Fall erweitert werden. Für den Findley-Ansatz finden sich in der Literatur u.a. folgende spannungsabhängige Ansatzparameter (Tabelle 2.7).

Findley-Ansatz	$k_2=f(s)$	$k_3=f(s)$	Autoren
$\mathbf{e}(t) = k_1 + k_2 * t^{k_3}$	$a s^b$	$c$	N.N [65]
	$\sinh(s)$	$c$	Sarabi [81]
	$a s^b$	$c s + d$	Wieser [75]
	$a s^b$	$c + d s + e s^2$	Ehrenstein, Stampfer [88]

Tabelle 2.7: Variationen des Findley-Ansatzes

### 2.4.2. Kurzfaserverstärkte Thermoplaste

*Ehrenstein* und *Stampfer* [88] untersuchten den Einfluss des Glasfasergehaltes auf das Kriechverhalten von kurzfaserverstärkten Thermoplasten. Sie führten einen Vergleich der Beschreibungsgüten eines nichtlinearen Burger-Modells (Gl. 2.20) und eines erweiterten Findley-Ansatzes durch. Der erweiterte Findley-Ansatz liefert die besseren Beschreibungen. Beim Vergleich der isochronen Spannungs-Dehnungskurven (Bild 2.12) für  $10^4$  Stunden zeigt sich, dass mit zunehmendem Glasfaseranteil die Kriechneigung abnimmt.

Ab einem Glasfasergehalt von 35 Gew.% kommt es im Bereich der betrachteten Belastung zu keiner weiteren Abnahme der Kriechneigung. Der Einfluss der Matrix auf das Kriechverhalten lässt sich mit zunehmendem Glasfaseranteil nicht weiter reduzieren.

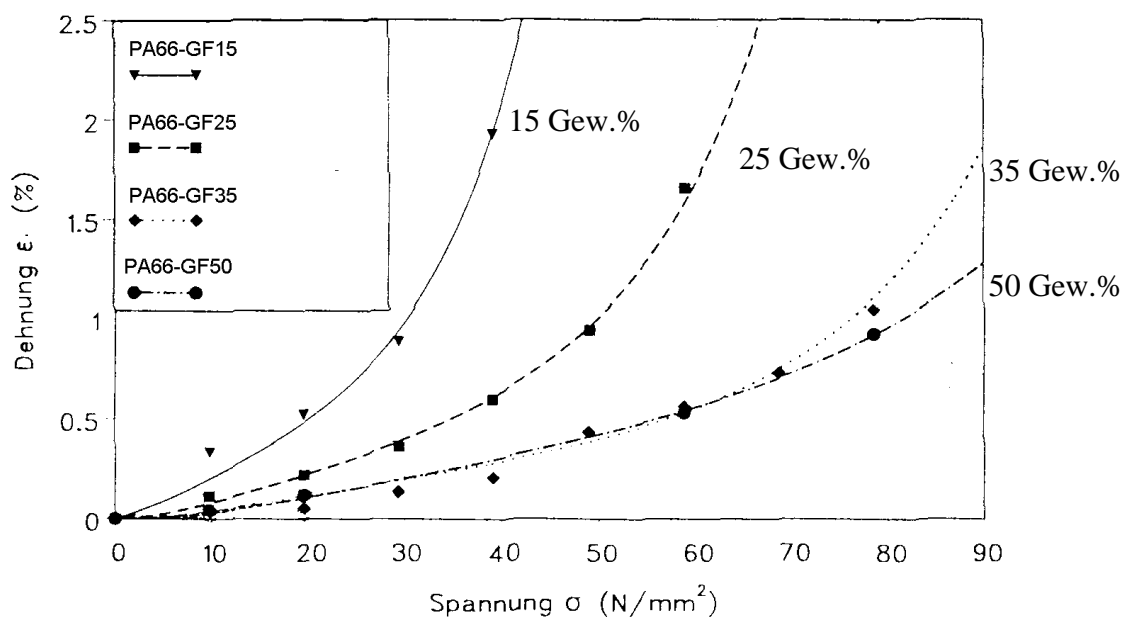


Bild 2.12: Kriechen in Abhängigkeit des Glasfaseranteils aus [87]

In der Literatur finden sich nur sehr wenige Arbeiten, in denen eine vollständige Beschreibung des Kriechverhaltens eines transversal-isotropen Körpers dargestellt ist. Dies liegt, wie schon vorher in Kapitel 2.3.2. dargestellt, an der äußerst schwierigen Probenpräparation eines UD-Körpers. Die meisten Arbeiten stellen deshalb das Kriechverhalten eines endlosfaserverstärkten Verbundes dar.



Von *Li* und *Weng* [89] wurde eine vollständige Beschreibung eines Endlosfaserverbundes mit elliptischen Zylindern als Verstärkungskomponente durchgeführt (Bild 2.13).

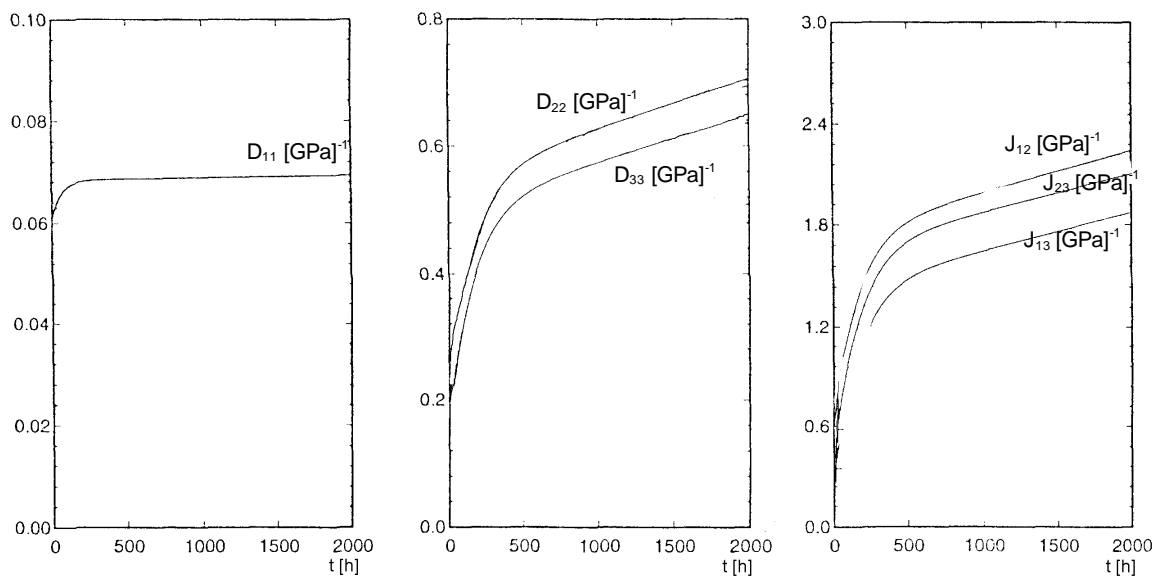


Bild 2.13: Kriechverhalten eines endlosfaserverstärkten Thermoplasten aus [89]

Bei dem untersuchten Probekörper handelt es sich um einen orthotropen Körper (in der 2-3 Ebene existiert keine Symmetrie), der durch sechs unabhängige Kennwerte beschreibbar ist. Zur Beschreibung der Kriechkurven wurde ein Burger-Modell (Gl 2.20) benutzt. Es zeigt sich (Bild 2.13), dass in Faserrichtung so gut wie kein Kriechen festgestellt werden kann. Die mechanischen Eigenschaften werden in dieser Richtung vom elastischen Verhalten der Fasern dominiert. Eine Beschreibung der Kriechnachgiebigkeit in Faserrichtung ist deshalb im Allgemeinen nicht notwendig [90]. Dem gegenüber steht ein ausgeprägtes Kriechverhalten quer zur Faserrichtung. Bei den Scher-Kriech-Nachgiebigkeiten zeigt sich ebenfalls ein ausgeprägtes zeitabhängiges Materialverhalten.

Bei kurzfaserverstärkten Thermoplasten tritt im Gegensatz zu endlosfaserverstärkten Systemen auch in Faserrichtung Kriechverhalten auf. Von *Darlington* und *Smith* [91, 92] wurde für einen mit 30 Gew.% verstärkten UD-Probekörper aus Polybutylenterephthalat (PBT-GF30) das Kriechverhalten in und quer zur Faserorientierung untersucht (Bild 2.14). Bereits nach 10 Sekunden weist das PBT-GF30 quer zur Faserrichtung mehr als die doppelte Kriechdehnung auf als in Faserrichtung. Nach  $10^6$  Sekunden vervierfacht sich bereits die Dehnung. Weiterhin ist zu erkennen, dass das Kriechverhalten in Faserrichtung im Gegensatz zu endlosfaserverstärkten Thermoplasten nicht vernachlässigt

werden kann. Berechnet man aus den Daten die Kriechnachgiebigkeit, so zeigt sich bereits bei diesen niedrigen Spannungen ein nichtlineares Kriechverhalten.

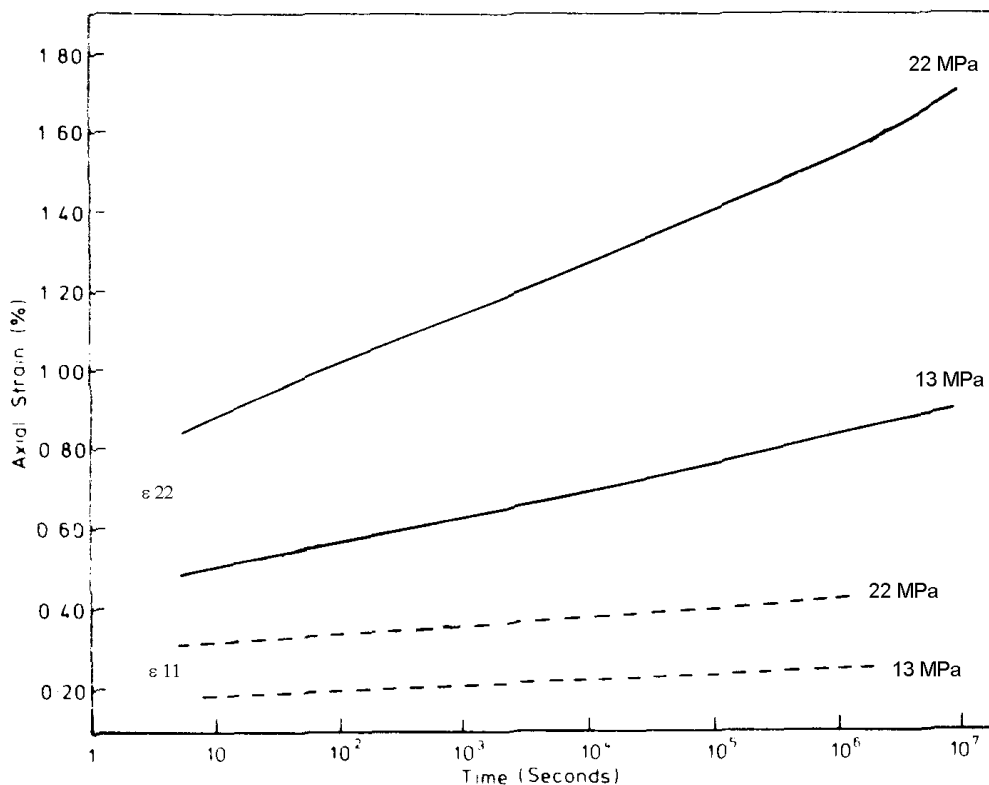


Bild 2.14: Kriechverhalten eines UD-Körpers aus PBT-GF30 aus [92]

Von Christie und Darlington [93] wurde versucht, das Kriechverhalten eines kurzfaserverstärkten Thermoplasten aus den Einzelkomponenten zu berechnen. Hierzu wurde der Ansatz nach Halpin-Tsai für zeitabhängiges Materialverhalten erweitert.

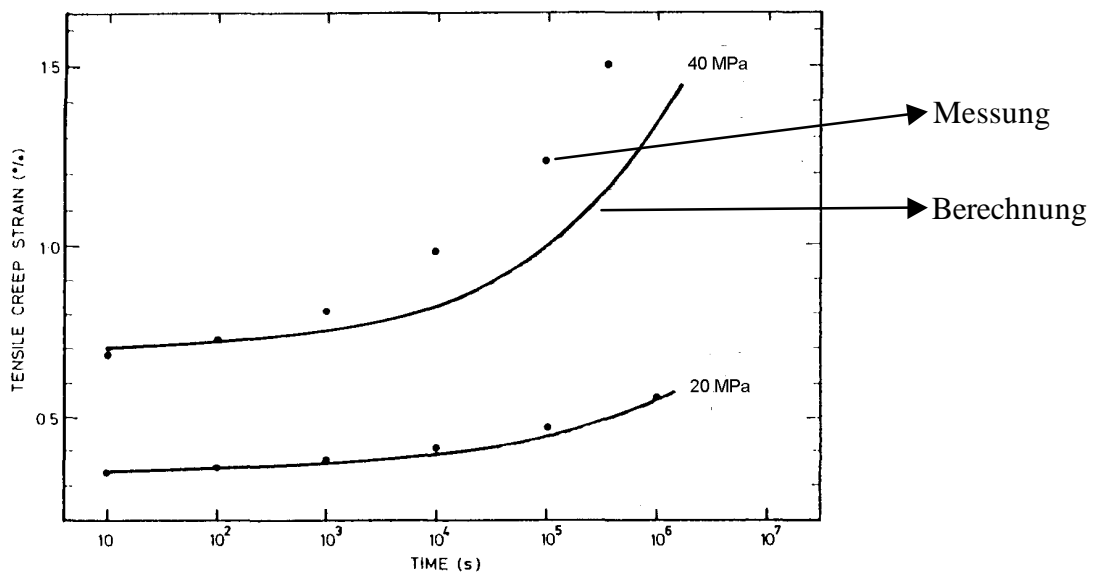


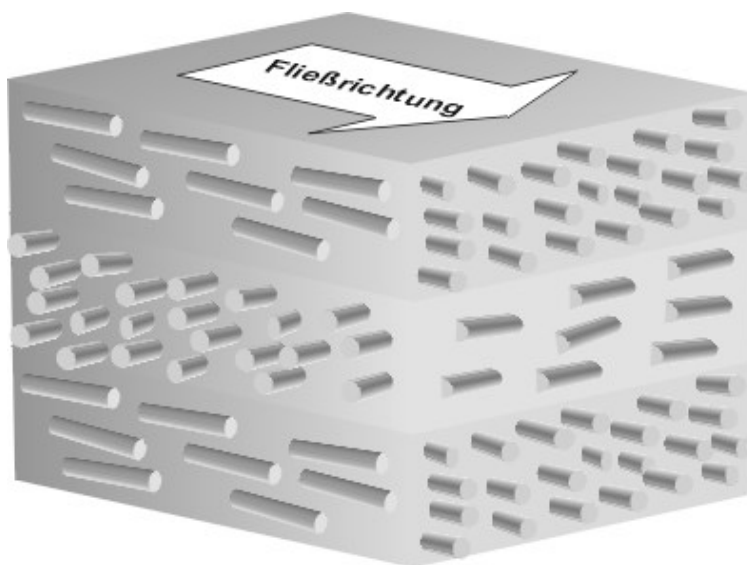
Bild 2.15: Berechnung der Kriechdehnung mit dem Ansatz nach Halpin-Tsai [93]

Eine genaue Beschreibung der Gleichungen und welche Orientierungen die Probekörper aufweisen ist in den Untersuchungen nicht aufgeführt. Bild 2.15 zeigt, dass es möglich ist, die Kriechkurven aus den Kriecheigenschaften der Faser und Matrixkomponente zu berechnen.

### 2.5. Auslegung und Dimensionierung von kurzfaserverstärkten Thermoplasten

Da in aller Regel die Faserorientierung nicht bekannt ist, finden sich in der Praxis nur selten Berechnungen, welche die durch die Fasern hervorgerufenen Anisotropien berücksichtigen [94, 95]. Für isotrope Berechnungen wird ein am Schulterstab bestimmter E-Modul auf komplexe Bauteile übertragen, indem der E-Modul mit einem Abminderungsfaktor multipliziert wird [94].

In den letzten zehn Jahren wurde von mehreren Autoren berichtet, wie das anisotrope Steifigkeitsverhalten simuliert werden kann. Die theoretischen Grundlagen für eine richtungsabhängige Simulation der Steifigkeiten wurden von *Hauk* und *Browsers* [8] dargestellt. Sie gehen davon aus, dass dünnwandige Spritzgussbauteile einen dreischichtigen Aufbau zeigen. Dieses einfachste Werkstoffmodell, das in der Lage ist, Membran und Biegeverformungen einer spritzgegossenen Platte zu beschreiben, besteht aus einem Dreischicht-Laminat mit jeweils transversal-isotropen Schicht-Kennwerten (Bild 2.16).

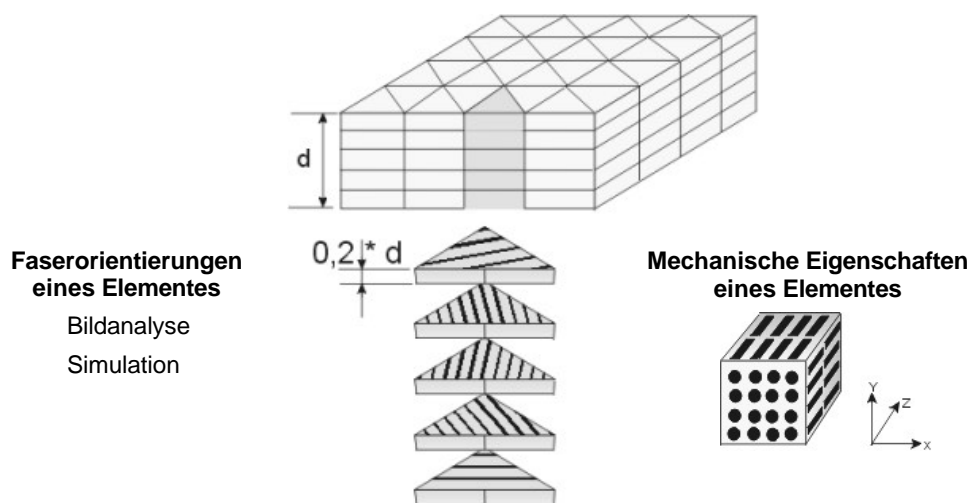


*Bild 2.16: Drei-Schicht-Laminat mit transversal-isotropen Materialschichten zur Beschreibung von Verformungen nach Hauk und Browsers [8]*

Unter der Annahme, dass die Mittelschicht zu den äußeren Schichten eine um  $90^\circ$  gedrehte Steifigkeitsmatrix aufweist, lassen sich Werkstoffkennwerte und Schichtdicken durch Zugversuche und Biegeversuche um die Hauptachsen bestimmen. Sind die UD-Eigenschaften und Schichtdicken bekannt, können mit Hilfe der Laminattheorie (s. Kap. 5.1.) die Verbundeigenschaften berechnet werden.

Bei der anschließenden anisotropen Simulation eines Praxisbauteils wurde zuerst eine Füllstudie zum Festlegen der Fließrichtung durchgeführt und die Werkstofforientierung der Fließrichtung zugeordnet. Die Abweichungen in der Simulation betragen etwa 12%.

Das Modell von *Hauk* und *Browsers* wurde von mehreren Autoren [52, 64, 94, 96, 97] aufgegriffen und modifiziert. Deren Berechnungen wurden mit der Finite-Elemente-Methode (FEM) durchgeführt. Die Grundidee der folgenden Überlegungen bildet die Annahme, dass in einem finiten Element alle Fasern in eine Richtung orientiert sind. Wählt man bei der Strukturierung des Formteils die finiten Elemente genügend klein, so liegen in diesen Bereichen näherungsweise transversal-isotrope Materialeigenschaften vor.



*Bild 2.17: Berücksichtigung der Faserorientierungen in FEM-Steifigkeitsanalysen aus [98]*

Es werden zwei Informationen benötigt, um das Werkstoffverhalten eines einzelnen Elementes zu beschreiben (Bild 2.17). Zum einen die Faserorientierung und zum anderen die mechanischen Eigenschaften eines UD-Verbundes. In den im Folgenden dargestellten Arbeiten werden die Bauteile als Schalenmodell mit Dreieckselementen abgebildet. Diese

Vereinfachung ist möglich, da durch die dünnen Wandstärken in den Kunststoff-Formteilen ebene Spannungszustände herrschen. Die Arbeiten unterscheiden sich in der Bestimmung der Stoffwerte für die Simulationen. Faserorientierungen können durch Spritzgießsimulationsprogramme, aber auch experimentell bestimmt werden. Die mechanischen Eigenschaften eines UD-Verbundes sind über mikromechanische Werkstoffmodelle zugänglich oder werden im Experiment bestimmt.

*Gupta* [96] beschreibt eine spritzgegossene Platte. Die Faserorientierungen wurden mit Hilfe eines Simulationsprogramms ermittelt und durch experimentelle Untersuchungen bestätigt. Die transversal-isotropen mechanischen Eigenschaften wurden mit dem Ansatz nach *Halpin* und *Tsai* berechnet. Eine genaue Beschreibung, wie die Simulationen durchgeführt werden und wie die Faserorientierungen in die FEM implementiert werden, wird nicht angegeben. Eine Gegenüberstellung von simuliertem und gemessenem E-Modul zeigt einen Fehler des Moduls in Faserrichtung von ca. 20% und einen Simulationsfehler des Moduls quer zur Faserrichtung von über 130%.

Weitere Untersuchungen wurden im Rahmen eines DFG-Projektes [64] durchgeführt. Es sollte ein Rechenalgorithmus entwickelt werden, der die richtungsabhängigen Eigenschaften für glasfaserverstärkte Thermoplaste in mehrdimensionalen Beanspruchungssituationen berücksichtigt. Es wurden mittels des Füllsimulationsprogramms CADMOULD die simulierten Faserorientierungsdaten für ein Spritzgussbauteil ermittelt und über eine Schnittstelle dem FEM-Programm ABAQUS zur Verfügung gestellt. Die Steifigkeitssimulationen in ABAQUS wurden mit dem gleichen Netz durchgeführt, das auch für die Spritzgießsimulation benutzt wurde. Die mechanischen transversal-isotropen Eigenschaften sollten sowohl mit dem Ansatz nach *Halpin* und *Tsai* berechnet, aber auch experimentell an UD-Probekörpern bestimmt werden. Die UD-Probekörper konnten allerdings nicht mit ausreichender Genauigkeit präpariert werden, es wurden daher nur die Verbundsteifigkeiten nach *Halpin* und *Tsai* implementiert. Das elastische Materialverhalten eines Biegebalkens konnte mit einer Abweichung von +25% bis -20% simuliert werden. Die Simulation des transversal-isotropen Kriechverhaltens erfolgte mit Hilfe des Hill-Potentials (Gl. 2.22), mit dem eine anisotrope Vergleichsspannung in ABAQUS definiert werden kann [69 bis 71, 99]. Das Hill-Potential wird im Allgemeinen dazu benutzt, anisotrope Fließeigenschaften oder das anisotrope Versagensverhalten zu beschreiben. In

[75] wurde beschrieben, wie diese Versagenspotentiale auch als Kriechpotentiale benutzt werden können.

$$\mathbf{s}_V = \sqrt{F(\mathbf{s}_{22} - \mathbf{s}_{33})^2 + G(\mathbf{s}_{33} - \mathbf{s}_{11})^2 + H(\mathbf{s}_{11} - \mathbf{s}_{22})^2 + 2L\mathbf{s}_{23}^2 + 2M\mathbf{s}_{13}^2 + 2N\mathbf{s}_{12}^2} \quad (\text{Gl. 2.22})$$

mit  $\sigma_V$ : Vergleichsspannung

F, G, H, L, M und N: Hill-Konstanten

Die Konstanten F, G, H, L, M und N beschreiben die Richtungsabhängigkeit und werden über die Spannungsverhältnisse  $R_{11}$ ,  $R_{22}$ ,  $R_{33}$ ,  $R_{12}$ ,  $R_{13}$  und  $R_{23}$ , die sich wie folgt berechnen lassen, bestimmt.

$$\begin{aligned} F &= \frac{1}{2} \left( \frac{1}{R_{22}^2} + \frac{1}{R_{33}^2} - \frac{1}{R_{11}^2} \right) & L &= \frac{3}{2R_{23}^2} \\ G &= \frac{1}{2} \left( \frac{1}{R_{33}^2} + \frac{1}{R_{11}^2} - \frac{1}{R_{22}^2} \right) & M &= \frac{3}{2R_{13}^2} \\ H &= \frac{1}{2} \left( \frac{1}{R_{11}^2} + \frac{1}{R_{22}^2} - \frac{1}{R_{33}^2} \right) & N &= \frac{3}{2R_{12}^2} \end{aligned} \quad (\text{Gl. 2.23})$$

$$R_{ij} = \frac{\mathbf{s}_{ij}}{\mathbf{s}_V} \quad (\text{für } i=j) \quad \text{und} \quad R_{ij} = \sqrt{3} \frac{\mathbf{s}_{ij}}{\mathbf{s}_V} \quad (\text{für } i \neq j) \quad (\text{Gl. 2.24})$$

Die Bestimmung der Hill-Koeffizienten (F, G, H, L, M und N) erfolgte in [64] mit experimentell bestimmten Fließgrenzen des kurzfaserverstärkten Werkstoffs. Als Fließgrenze wurde die Spannung der kritischen Grenzdehnung  $\epsilon_F = 0,8\%$  definiert. Diese Fließgrenzen wurden parallel und senkrecht zur Faserorientierung ermittelt. Die durchgeführte Kriechsimulation an einem Schraubentubus wurde nicht mit experimentellen Ergebnissen verglichen, wodurch eine Bewertung der Methode nicht möglich ist.

Von *Foss et al.* [52] wurde das Steifigkeitsverhalten an einer Platte und einem Balken simuliert. Die Faserorientierungen und das FEM-Netz wurden mit Hilfe eines Umsetzers vom Spritzgießsimulationsprogramm C-MOLD nach ABAQUS implementiert. Die me-

chanischen Eigenschaften wurden mit dem Ansatz nach Halpin-Tsai bestimmt. Bei den Simulationen konnten die Bauteile mit einem Fehler kleiner 15% simuliert werden. Eine Simulation des Kriechverhaltens wurde nicht vorgestellt.

Von *Glaser* und *Diest* [94] wurden die dargestellten Simulationsansätze weiterentwickelt. Die Faserorientierungen aus Füllsimulationsprogrammen wurden auf andere Elementgeometrien übertragen, da Dreieckselemente das Steifigkeitsverhalten in der Regel zu steif abbilden. Bei den dargestellten Simulationen wurden äquivalent zu den Arbeiten von [64] und *Foss et al.* [52] die Orientierungen mittels kommerziell erhältlicher Füllsimulationssoftwares schichtweise berechnet. Die anisotropen mechanischen Eigenschaften wurden mit Hilfe eines mikromechanischen Werkstoffmodells aus den Eigenschaften der Faser und Matrix berechnet. Da die Anforderungen an das Finite-Elemente-Netz für die Füllsimulation und Steifigkeitsanalyse sich hinsichtlich Netzfeinheit und Ordnung der Ansatzfunktion unterscheiden, werden für die beiden Berechnungen unterschiedliche Netze verwendet. Es werden deshalb die berechneten Faserorientierungen aus dem Füllsimulationsnetz in das Netz der Steifigkeitssimulation mittels geometrischer Abbildung übertragen. Der Fehler zwischen Experiment und Simulation liegt bei den E-Moduln unter 8%.

Eine andere Möglichkeit, das Kriechverhalten zu simulieren, wird von *Michaeli* und *Lehmann* [97] vorgestellt. Im Gegensatz zu den oben dargestellten Arbeiten findet keine Materialhomogenisierung in den Elementen statt, sondern die Fasern werden als eigenes Element (Rebar-Element) in ein Matricelement eingebettet (Parallelschaltung von zwei Elementen). Dem Matricelement werden die isotropen viskoelastischen Materialeigenschaften zugeordnet und dem Faserelement das anisotrope Materialverhalten. Die Faseroorientierung wurde allerdings nicht von einem Füllsimulationsprogramm berechnet und implementiert. Das simulierte Bauteil zeigt durchgängig eine Faserorientierung von 90° bzw. 45°. Ein Vergleich von Simulation und Experiment findet nicht statt, was eine Bewertung der Methode nicht ermöglicht.

Aus den dargestellten Arbeiten wird deutlich, dass eine Vielzahl von Stoffwerten für die Steifigkeitssimulation benötigt wird. Die Faserorientierung kann entweder experimentell oder durch Spritzgießsimulationen bestimmt werden. Für die Spritzgießsimulation werden zusätzliche Stoffwerte wie Wärmeleitfähigkeit, Fließgrenztemperatur, Carrau-Koeffizienten und für die Nachdruckphase das pvT-Verhalten benötigt. Die mechanischen transver-

sal-isotropen Eigenschaften können durch mikromechanische Werkstoffmodelle berechnet oder experimentell an einem UD-Probekörper bestimmt werden. Für die Berechnungsvariante werden ebenfalls weitere Stoffwerte wie Länge, Dicke und Steifigkeit der Fasern oder die Matrixsteifigkeit benötigt.



### 3. Versuchsdurchführung

#### 3.1. Untersuchte Materialien

Für die Untersuchungen wurden zwei teilkristalline Thermoplaste ausgewählt:

- Polybutylenterephthalat mit 30 Gew.% Glasfasern (PBT-GF30)  
Handelsname: Ultradur B4300G6; Fa. BASF
- Polyamid 6.6 mit 25 Gew.% Glasfasern (PA66-GF25)  
Handelsname: Ultramid A3WG5; Fa. BASF

Im Wesentlichen wurde bei dieser Auswahl die technisch-wirtschaftliche Bedeutung des Thermoplasts als Konstruktionswerkstoff berücksichtigt, aber auch die mit diesem Material bereits vorhandenen Erfahrungen mit der Verarbeitung und experimentellen Ermittlung von mechanischen Kenngrößen waren von entscheidender Bedeutung.

#### 3.2. Probekörper

##### 3.2.1. Rohrkörper

Ein Teil der experimentellen Untersuchungen wurde an dünnwandigen Rohrkörpern durchgeführt. Die Geometrie wurde derart modifiziert, dass im Messbereich vier Fächer angespritzt wurden, an denen später die Dehnungen vermessen werden konnten.

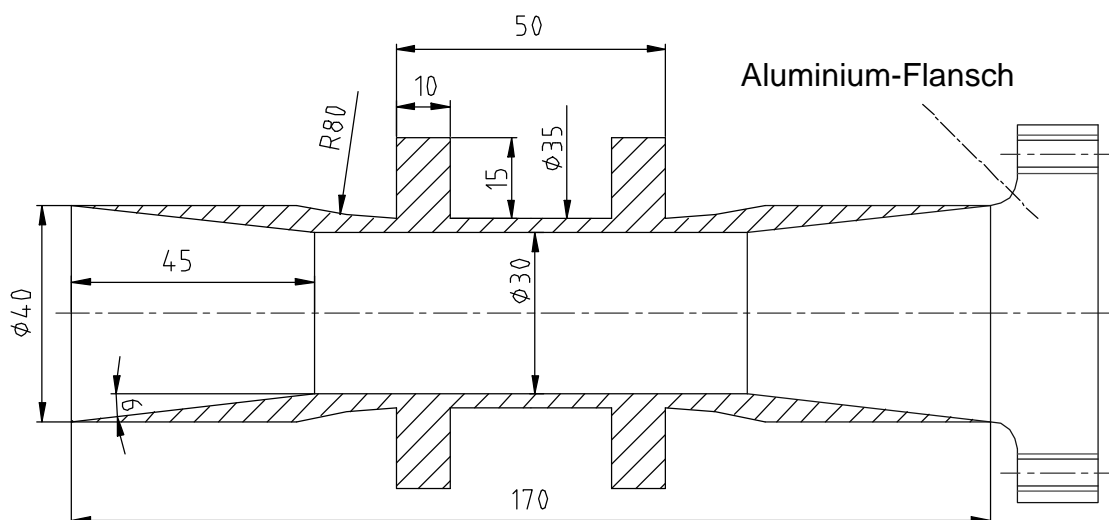


Bild 3.1: Abmessungen des Rohrkörpers mit eingesetztem Flansch

Die Probekörper wurden durch Spritzgießen hergestellt. Verwendet wurde ein Verteilerkopf, um eine möglichst rotationssymmetrische Formfüllung zu gewährleisten. Die wichtigsten Spritzgießparameter sind in Tabelle 3.1 zusammengefasst. Nach dem Spritzgießen wurden die Rohrenden konisch ausgedreht. Dabei war auf schonende Bearbeitung zu achten, damit keine Wärme in die Prüfkörper eingetragen wurde, was seine Morphologie hätte verändern können. Die ausgedrehten Rohrenden wurden mit Ethanol gereinigt und mittels eines Zwei-Komponentenklebers (Araldite 2021, Fa. Ciba) mit Aluminiumflanschen verklebt (Bild 3.1). Die Flansche konnten dann in die Prüfeinrichtung eingeschraubt werden.

	<b>PBT-GF30</b>	<b>PA66-GF25</b>
Zylindertemperaturen [°C]	285/290/290/290/285	280/290/290/290/280
Werkzeugtemperatur [°C]	100	80
Spritzdruck [bar]	1100	1600
Schmelzgeschwindigkeit [mm/s] (Mittelbereich)	85	79
Nachdruck [bar]	450	600
Nachdruckzeit [s]	25	20

*Tabelle 3.1: Spritzgießparameter für die verwendeten Rohrkörper*

Wegen der unterschiedlichen Schwundmaße der Materialien wurden die Rohrkörper vermessen. Aus jeder Charge wurden die Abmessungen von mindestens fünf Proben gemittelt. Bei den Rohrkörpern wurde wegen Abweichungen des Rohrquerschnittes von der idealen Kreisform der Innen- und Außendurchmesser parallel (0°) und quer (90°) zur Trennebene ermittelt und daraus ein mittlerer Durchmesser (Tabelle 3.2) bestimmt.

	<b>PBT-GF30</b>	<b>PA66-GF25</b>
Rohr-Innendurchmesser $d_i$ [mm]	29,42	29,35
Rohr-Außendurchmesser $d_a$ [mm]	34,59	34,62
Fläche $A$ [mm <sup>2</sup> ]	259,7	263,9
$\Delta A$ [mm <sup>2</sup> ]	$\pm 0,1$	$\pm 0,16$

*Tabelle 3.2: Abmessungen der Normal-Rohrkörper*

### 3.2.2. Unidirektional orientierter Rohrkörper

Bedingt durch das Geschwindigkeitsprofil der Schmelze beim Einspritzen in die Kavität zeigen dünnwandige Spritzgussteile eine Dreischichtstruktur. Bei den beiden äußeren Schichten sind die Fasern unidirektional in Spritzrichtung orientiert und in der Mittelschicht quer dazu. Die Proben wurden spanend bearbeitet, so dass nur noch die am Innenradius liegende Schicht übrig blieb (Bild 3.2 und Bild 3.3). Man erhält somit einen Probekörper, bei dem die Fasern überwiegend unidirektional orientiert sind.

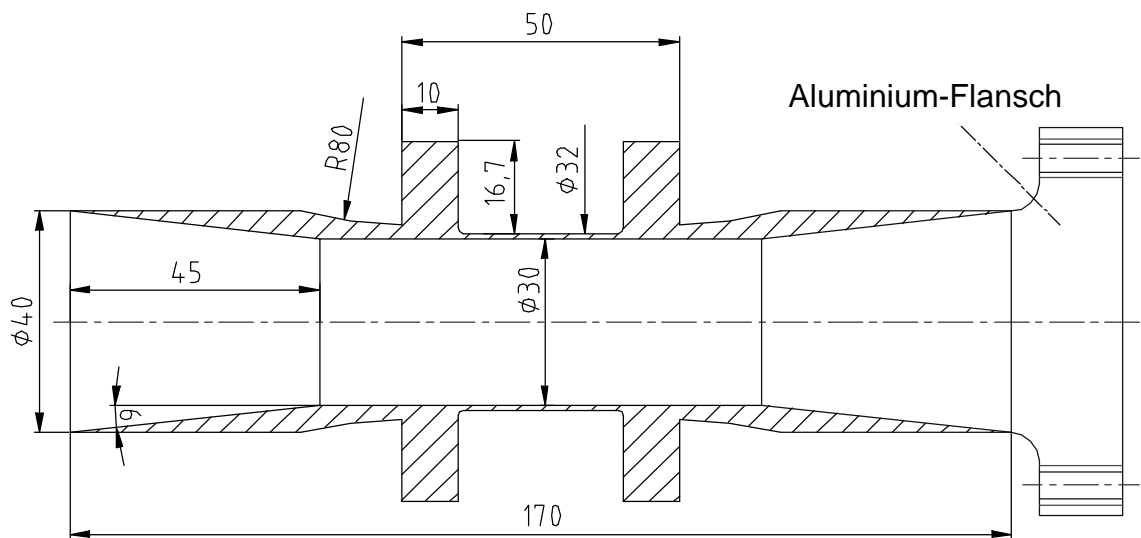


Bild 3.2: Abmessungen des UD Rohrkörpers mit eingesetztem Flansch

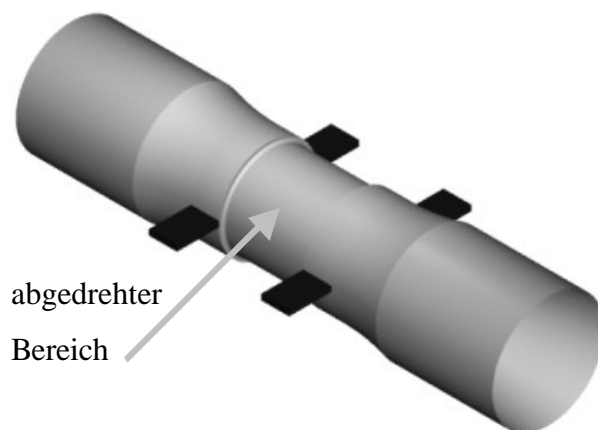


Bild 3.3: UD Rohrkörper mit angespritzten Fähnchen zur Dehnungsmessung

Aus jeder Charge wurden die Abmessungen von mindestens fünf Proben gemittelt. Bei den UD Rohrkörpern musste wegen des verminderten Querschnittes der Innen- und Außendurchmesser alle  $10^\circ$  ermittelt werden (Tabelle 3.3).

	<b>PBT-GF30</b>	<b>PA66-GF25</b>
Rohrinnendurchmesser $d_i$ [mm]		
0°	29,81	29,72
90°	29,58	29,48
Rohraußendurchmesser $d_a$ [mm]		
0°	31,50	31,81
90°	31,38	31,74
Fläche $A$ [mm <sup>2</sup> ]	82,4	105,0
$\Delta A$ [mm <sup>2</sup> ]	$\pm 0,3$	$\pm 0,6$

*Tabelle 3.3: Abmessungen der UD Rohrkörper, der Übersichtlichkeit halber nur für 0° und 90° angegeben*

### 3.2.3. Schulterstab

Ein weiterer Teil der experimentellen Untersuchungen wurde an genormten Schulterstäben (DIN EN ISO 527-3) durchgeführt. Diese wurden durch Spritzgießen mit einem Filmanguss hergestellt und konnten ohne Nachbearbeitung direkt in die Versuchseinrichtung eingespannt werden. Die wichtigsten Spritzgießparameter sind in Tabelle 3.4 zusammengefasst, die Abmessungen sind in Tabelle 3.5 aufgeführt.

<b>Material</b>	<b>PBT-GF30</b>	<b>PA66-GF25</b>
Zylindertemperaturen [°C]	255/255/250/240/230	290/290/280/270/260
Werkzeugtemperatur [°C]	85	80
Spritzdruck [bar]	2300	2300
Schmelzegeschwindigkeit [mm/s] (Mittelbereich)	197	198
Nachdruck [bar]	600	600
Nachdruckzeit [s]	30	30

*Tabelle 3.4: Spritzgießparameter für die verwendeten Schulterstäbe*

	<b>PBT-GF30</b>	<b>PA66-GF25</b>
Breite $b$ [mm]	10,01	10,04
Dicke $d$ [mm]	3,89	3,94
Fläche $A$ [mm <sup>2</sup> ]	38,92	39,51
$\Delta A$ [mm <sup>2</sup> ]	$\pm 0,02$	$\pm 0,05$

*Tabelle 3.5: Abmessungen der Schulterstäbe*

### 3.2.4. Elektronik-Abdeckung

Zur experimentellen Überprüfung der entwickelten Simulationsansätze wurde ein typisches Spritzgussbauteil (Elektronik-Abdeckung, Bild 3.4) ausgewählt. Die Spritzgießparameter sind in Tabelle 3.6 aufgeführt, die Abmessungen in Tabelle 3.7.



Bild 3.4: Elektronik-Abdeckung

Material	PBT-GF30	PA66-GF25
Zylindertemperaturen [°C]	225/235/245/250	290/290/280/270/260
Werkzeugtemperatur [°C]	80	80
Spritzdruck [bar]	1300	2300
Volumengeschwindigkeit [cm <sup>3</sup> /s]	15	15
Nachdruck [bar]	500	600
Nachdruckzeit [s]	40	30

Tabelle 3.6: Parameter für das Spritzgießen einer Elektronik-Abdeckung

	PBT-GF30	PA66-GF25
max .Breite b [mm]	109,67	109,67
$\Delta b$ [mm]	$\pm 0,08$	$\pm 0,04$
max. Höhe h [mm]	28,61	28,64
$\Delta h$ [mm]	$\pm 0,12$	$\pm 0,04$
max. Tiefe t [mm]	39,09	39,33
$\Delta t$ [mm]	$\pm 0,02$	$\pm 0,08$

Tabelle 3.7: Abmessungen der Elektronik-Abdeckung

### 3.3. Prüfeinrichtungen

Zur Bestimmung der experimentellen Daten - als Stoffwert für die Steifigkeitssimulation und zur Bewertung der Simulationsergebnisse erforderlich - wurden drei verschiedene Prüfeinrichtungen herangezogen. Für die beiden Rohrprobekörper (Normalrohr und UD Rohr) stand eine mehraxiale geregelte Prüfeinrichtung zur Verfügung, welche derart ergänzt wurde, dass eine Innendruckbelastung aufgebracht werden konnte. Zur experimentellen Bestimmung der mechanischen Eigenschaften eines Schulterstabes wurde ein Prüfstand zur einachsigen statischen Kriechbelastung mit zehn Prüfstationen benutzt. Für den Bauteilversuch an einer Elektronik-Abdeckung wurde ein neuer Versuchsstand aufgebaut. Alle drei Versuchsstände befinden sich in klimatisierten Räumen mit 23°C und 50% rel. Luftfeuchte (DIN-EN-ISO 291 23/5). Die Prüfstände werden in den folgenden Abschnitten näher beschrieben.

#### 3.3.1. Mehraxiale Prüfeinrichtung

Eine Zugprüfmaschine der Fa. Zwick mit Zweispindelantrieb wurde von Wieser [75] dahingehend modifiziert, dass auf der Traverse ein Servomotor angebracht wurde, um auch Torsionsversuche durchführen zu können.

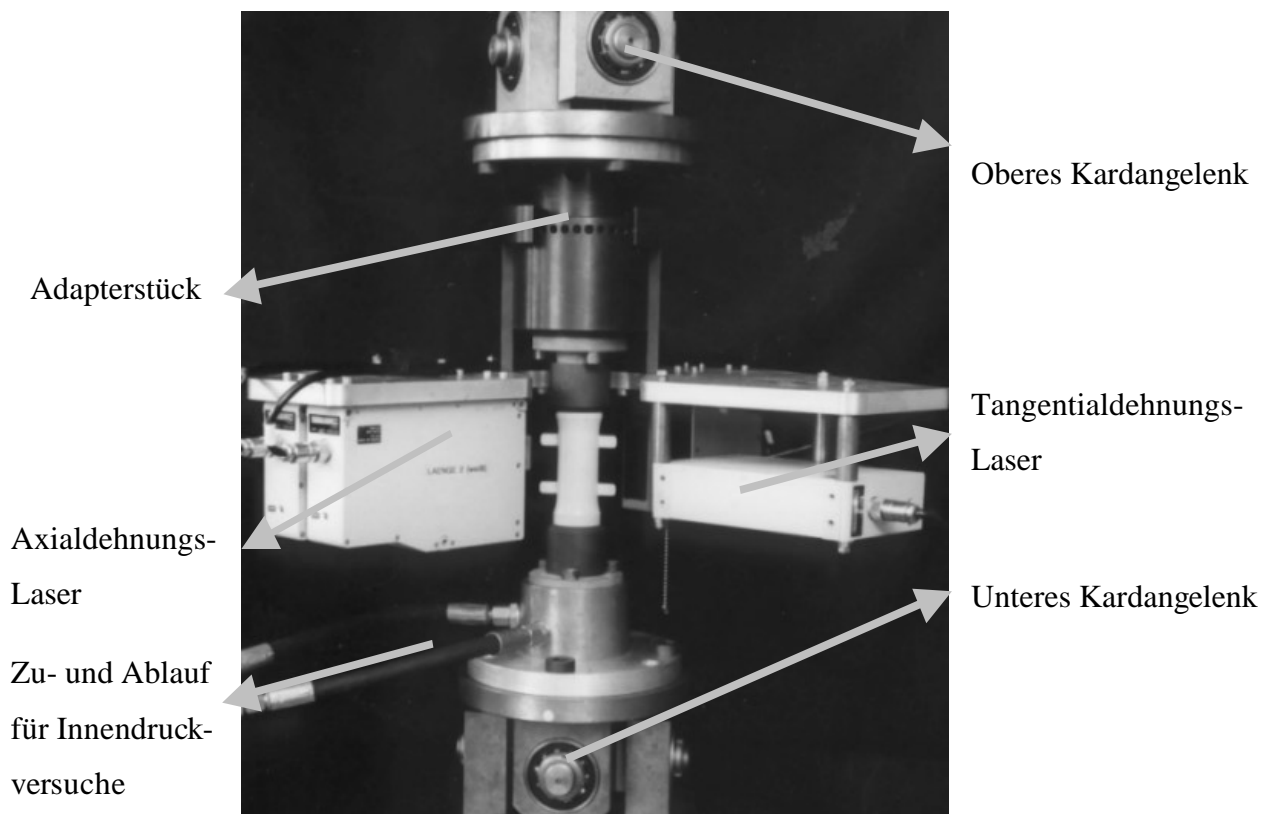


Bild 3.5: Mehraxiale Prüfeinrichtung

Die realisierbaren Beanspruchungen sind Zug, Druck oder Torsion in Axialrichtung. Experimentell zugängliche Größen sind somit der Elastizitätsmodul in Axialrichtung ( $E_{11}$ ), die Querkontraktionszahl ( $\nu_{21}$ ) und der Schubmodul ( $G_{12}$ ). Im Rahmen dieser Arbeit sollte die Anlage um eine weitere Belastungsmöglichkeit erweitert werden. Zur Bestimmung des E-Moduls in Tangentialrichtung ( $E_{22}$ ) wurde eine Innendruckprüfeinrichtung aufgebaut und in die Anlage integriert (Bild 3.5).

Die experimentell realisierbaren Beanspruchungszustände an den rohrförmigen Probekörpern sind in Bild 3.6 dargestellt.

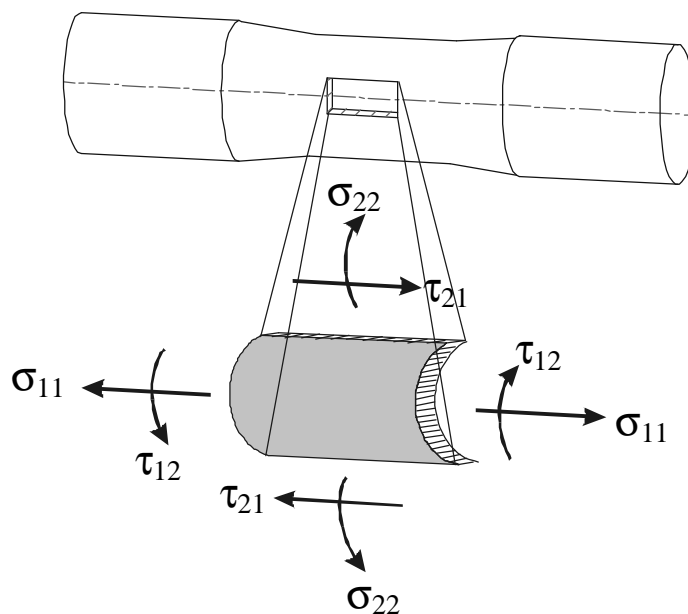


Bild 3.6: Experimentell realisierbare Beanspruchungszustände in der 1-2-Ebene

Die Prüfmaschine wurde mit einer Steuer- und Regeleinheit verbunden. Mit dieser ist es möglich, sowohl kraft-/ momentgesteuerte als auch dehnungsgeregelte Versuche durchzuführen. Es wurden drei getrennte Regelkreise aufgebaut. Dies erlaubt eine unabhängige Regelung der Zug-, Torsions- und Innendruckbelastung. Dabei können jeweils Sollwerte für die Spannungen ( $\sigma_{11}$ ,  $\tau_{12}$  oder  $\sigma_{22}$ ) oder für die Dehnungen ( $\epsilon_{11}$ ,  $\epsilon_{12}$  oder  $\epsilon_{22}$ ) als Funktion der Belastungsdauer in das Rechnerprogramm zur Steuerung der Prüfanlage eingegeben werden.

Die Verklebung der Rohre für die Innendruckversuche unterscheidet sich von Zug- oder Torsionsversuchen darin, dass über das Rohrende ein Stützring verklebt wurde, der das Ablösen des Rohres vom Flansch verhindern soll (Bild 3.7).

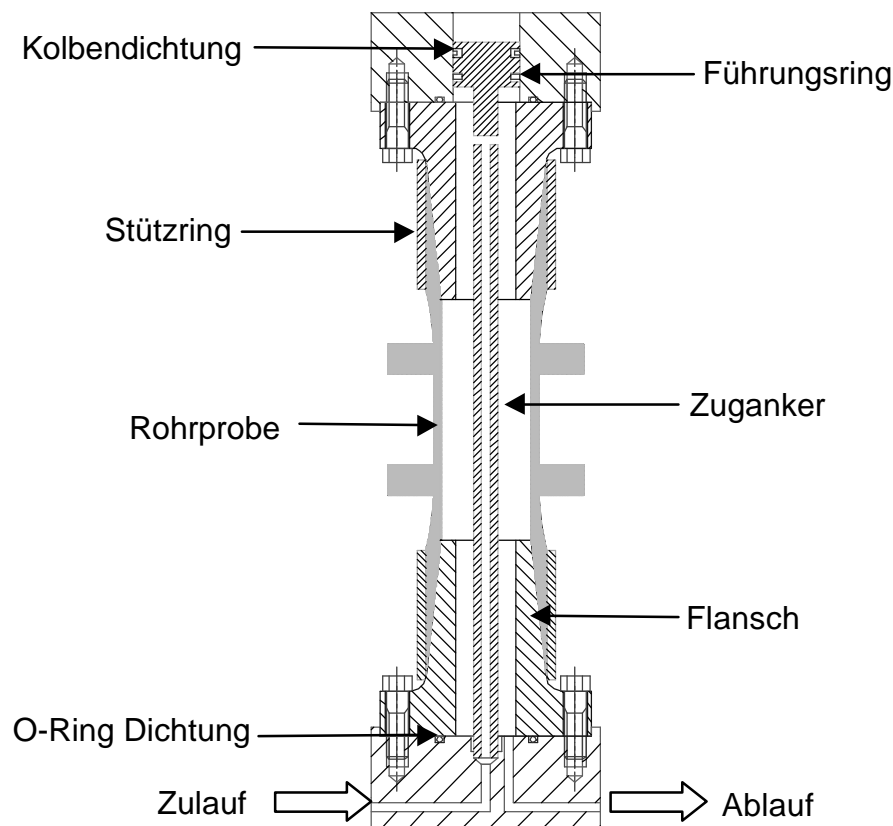


Bild 3.7: Flanschkonstruktion für Innendruckversuche mit Axialkraftausgleich

Ein im Rohr befindlicher Kolben übernimmt die aus dem Innendruck resultierende Axiallast. Dies ist möglich, weil das Material des Kolbens gegenüber den untersuchten Thermoplasten eine um den Faktor fünfzehn höhere Steifigkeit besitzt. Der Rohrprobekörper und die Kolbenpumpe sind über eine Hochdruckleitung miteinander verbunden (Bild 3.8). An dieser Hochdruckleitung befindet sich auch der Drucksensor. Ein Steuerimpuls löst nun einen einzelnen Hub der Pumpe aus. Der Drucksensor überprüft den Druck und speist diesen Istwert in den Regelkreis ein. Es ist dabei immer nur ein vollständiger Hub möglich, über eine Hubverstellung kann jedoch das bereits recht kleine Volumen des Kolbens noch weiter verringert werden. Welche Hubstärke im Kolben eingestellt werden muss, wurde in Vorversuchen ermittelt. So ist ein feinabgestimmtes Regeln des Druckes möglich. Der zeitliche Verlauf des Drucksollwertes ( $\sigma_{22}$ ) wird in das vorher erwähnte Steuer- und Regelprogramm der Prüfeinrichtung eingegeben.



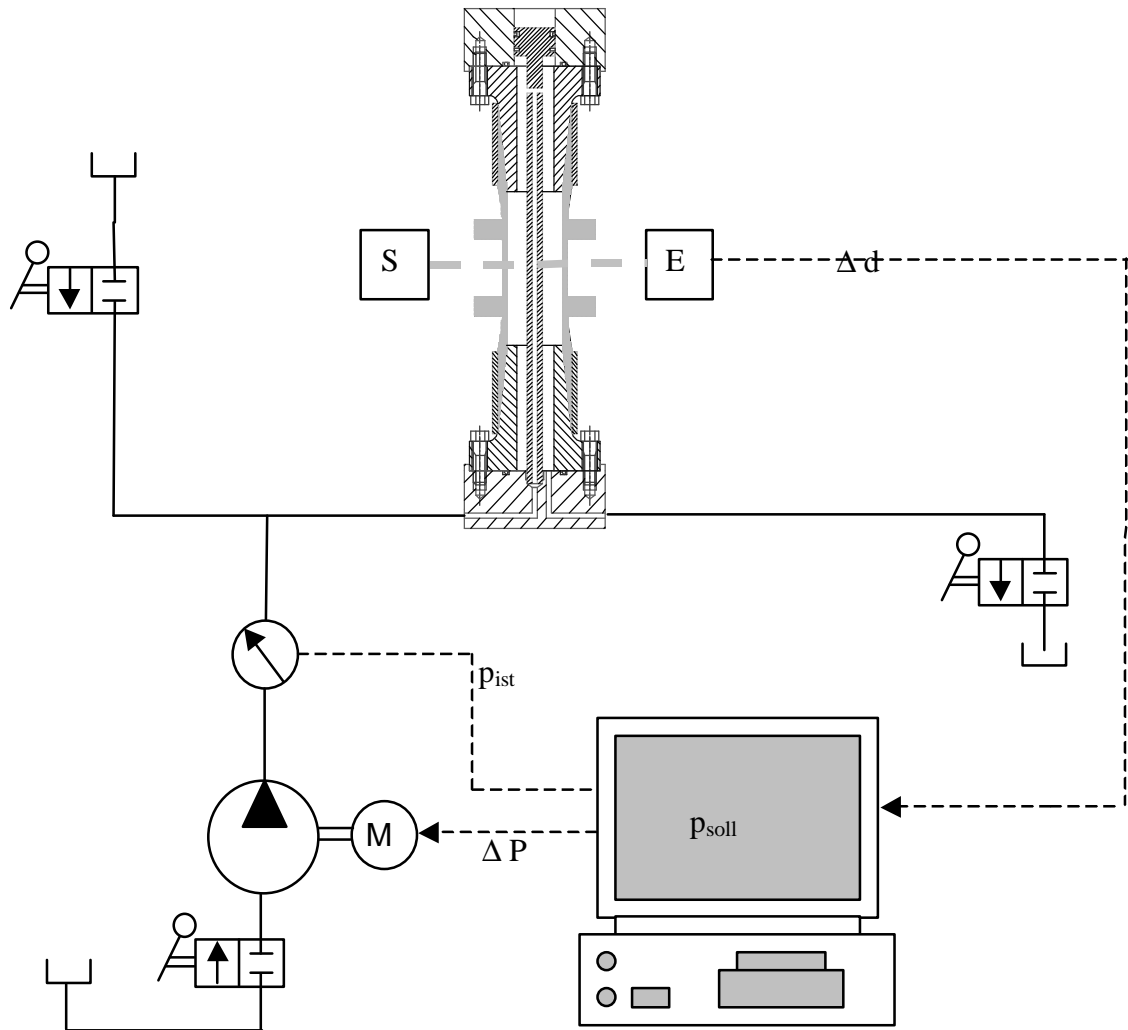


Bild 3.8: Schema des dynamischen Innendruck-Prüfstands

Die technischen Daten der Prüfeinrichtung sind in Tabelle 3.8 zusammengefasst.

	Wert
Max. Axialkraft [kN]	+/- 200
Messbereich Kraft [kN]	-50 bis 50
Max. Torsionsmoment [Nm]	200
Messbereich Torsionsmoment [Nm]	0 bis 200
Max. Innendruck [MPa]	16
Messbereich des Drucksensors [MPa]	0 bis 16

Tabelle. 3.8: Technische Daten der elektronisch geregelten mehraxialen Prüfeinrichtung

### Dehnungsmessung

Zur Dehnungsmessung wurde eine Laser-Sensorik aufgebaut. Zur Bestimmung der Axial- und Tangentialdehnung werden Laser-Scanner verwendet. Die Axialdehnung wird bestimmt, indem die Außenkanten der Fähnchen bei Belastung vermessen werden. Die verwendeten Laser-Scanner besitzen für Dehnungsmessungen eine Messgenauigkeit von  $\pm 3 \mu\text{m}$ . Um äußere Einflüsse zu minimieren, wurde eine Mittelwertbildung durchgeführt. Die Tangentialdehnung wird über die Dickenänderung der Probe bestimmt. Die Messgenauigkeit der Laser reicht aus, so dass im Zugversuch auch die Querkontraktionszahl  $\nu_{21}$  zeitaufgelöst bestimmt werden kann. Zur Bestimmung der Schubverzerrung wird ein Laser-Wegmess-System verwendet. Die verwendeten Laser besitzen eine Messgenauigkeit von  $\pm 0,5 \mu\text{m}$ . Auch hier wurde eine Mittelwertbildung durchgeführt, um störende Einflüsse zu minimieren. Die Schubverzerrung lässt sich aus der Abstandsänderung zwischen Laser und Fähnchen berechnen. Die technischen Daten der Laser sind in Tabelle 3.9 zusammengefasst.

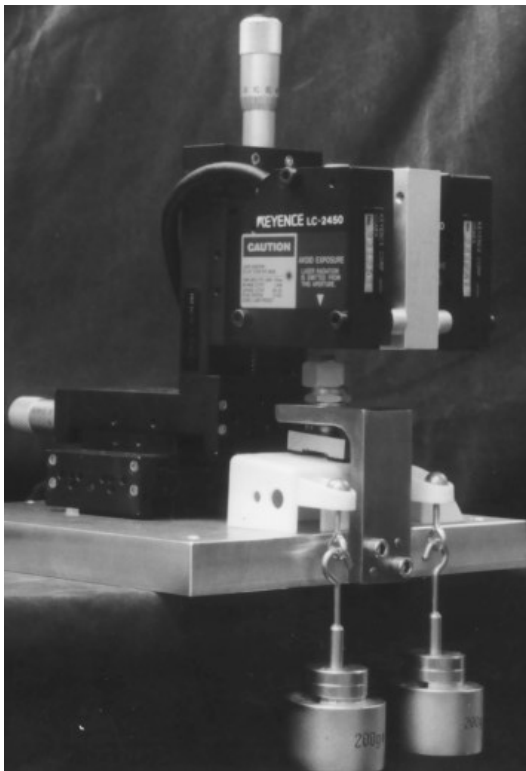
Laser-Scanner [100]		Laser-Wegmess-System [101]	
Laser-Typ	Halbleiter-Laser	Laser-Typ	Halbleiter-Laser
Ausgangsleistung [W]	0,5 (Class II)	Ausgangsleistung [W]	0,5 (Class II)
Max. Messbereich [mm]	60	Max. Messbereich [mm]	8
Max. Messfehler [ $\mu\text{m}$ ]	$\pm 3$	Max. Messfehler [ $\mu\text{m}$ ]	$\pm 0,5$
Scanrate [scans/s]	400	Scanrate [scans/s]	10000

Tabelle 3.9: Technische Daten der Laser-Messtechnik

#### 3.3.2. Kriechprüfstand

Zur Untersuchung des Kriechverhaltens von Schulterstäben stehen zwei Totlastprüfstände mit 10 einzelnen Prüfstationen zur Verfügung [75]. Die Proben können in Axialrichtung belastet werden ( $\sigma_{11}$ ). Die Dehnungsmessung erfolgt mit Hilfe von Dehnungsmessstreifen. Diese sind in Vollbrücke geschaltet, wodurch die bestmögliche Auflösung erzielt wird.

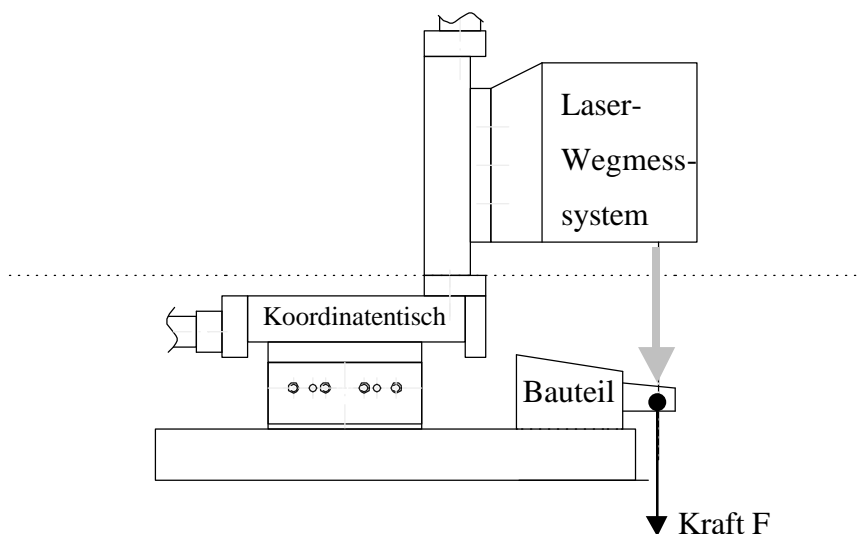
### 3.3.3. Bauteilversuch



Es wurde eine Elektronik-Abdeckung verwendet, die im realen Einsatz eine Elektronik-Baugruppe im Motorinnenraum von PKWs zu schützen hatte. Die Befestigung dieses Bauteils erfolgte an den beiden Laschen. Diese durften sich nur in geringen Toleranzen deformieren, weil sie sonst ihre schlüssige Verbindung verloren hätten. Aus diesem Grund wurde das Kriechverhalten dieser Laschen experimentell bestimmt (Bild 3.9).

*Bild 3.9: Versuchsaufbau des Bauteilversuchs*

Das Bauteil wurde mit einer definierten Anpresskraft auf einer Bodenplatte befestigt (Bild 3.10). Die Krafteinleitung auf die beiden Laschen erfolgt durch einen Gelenkkopf.



*Bild 3.10: Schema des Versuchsstandes und der Dehnungsmessung des Bauteilversuches*

Hierdurch ist eine definierte Krafteinleitung gewährleistet, die nur an den beiden Befestigungslöchern angreift.

### **Messung der Verschiebungen**

Die Erfassung der Verschiebungen erfolgt mit einem Laser-Wegmess-System. Die beiden Laser sind an einem Kreutztisch befestigt, damit verschiedene Messpunkte an der Bauteiloberfläche vermessen werden können. Die beiden Kugelgelenke sind an der Kugeloberseite angeschliffen, um eine ebene senkrechte Fläche für die Laser zur Verfügung zu stellen.

## 4. Experimentelle Ergebnisse

In den Diagrammen dieses Kapitels werden

- Messwerte als Symbole dargestellt
- Regressionen und Berechnung von Eigenschaften aus Regressionen als Linien dargestellt.
- die Schubverzerrungen als Tensorgröße  $\epsilon$  aufgetragen.

$$e_{12} = \frac{g_{12}}{2}$$

- Fehlerbalken als mittlerer Fehler des Mittelwertes dargestellt

$$\left( \frac{2 \cdot \text{Standardabweichung}}{\sqrt{\text{Anzahl Messwerte}}} \right)$$

### 4.1. Elastisches Materialverhalten

#### E-Modul in Axialrichtung ( $E_{11}$ )

In Bild 4.1 sind die experimentell ermittelten E-Moduln in Axialrichtung ( $E_{11}$ ) von PBT und PA66 gegenübergestellt.

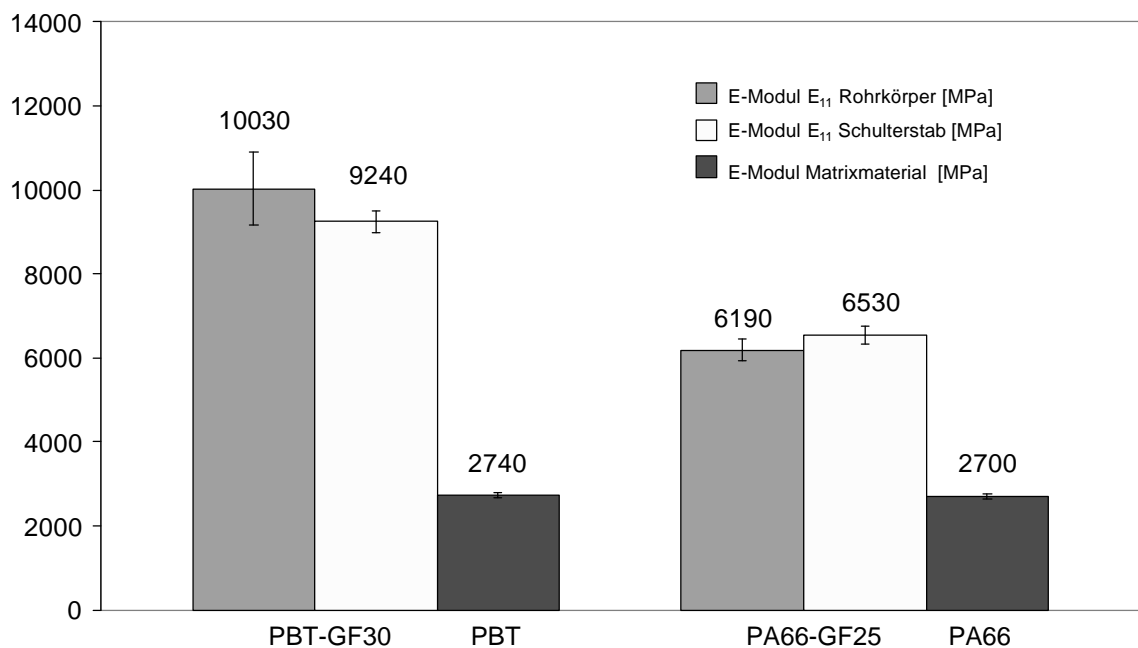


Bild 4.1: Gegenüberstellung verschiedener E-Moduln in Axialrichtung

Die mit 30 Gew.% kurzen Glasfasern verstärkten Probekörper aus PBT weisen gegenüber dem Matrixmaterial eine um den Faktor 3,5 erhöhte Steifigkeit auf. Bei den mit 25 Gew.% kurzen Glasfasern verstärkten Probekörpern aus PA66 weist die Steifigkeitserhöhung den Faktor 2,4 auf. Die lineare Mischungsregel von Glasfasergehalt und E-Modul wird hier nicht bestätigt. Beide unverstärkten Materialien weisen die gleiche Steifigkeit auf, unterscheiden sich aber in Art und Menge der zugegebenen Schichten und somit in der Faser-Matrix-Haftung. Ein direkter Vergleich dieser beiden Materialien ist daher nicht möglich.

Beim PBT-GF30 zeigt der Schulterstab einen geringeren E-Modul auf als der Rohrprobekörper, wohingegen beim PA66-GF25 der Schulterstab die höhere Steifigkeit aufweist als der Rohrkörper. Ein Grund hierfür können die unterschiedlichen Faserorientierungen sein, die in diesen Körpern vorliegen. Die Ergebnisse zeigen aber auch, dass diese Unterschiede nahe im Bereich der Standardabweichung des Mittelwertes ( $\bar{x} \pm \Delta x$ ) liegen. Aufgrund der üblichen Messwertstreuung sind sie schwer zu interpretieren.

### Schubmodul ( $G_{12}$ )

Eine Gegenüberstellung der Schubmoduln  $G_{12}$ , verstärkter und unverstärkter Rohrkörper aus PBT und PA66, zeigt Bild 4.2.

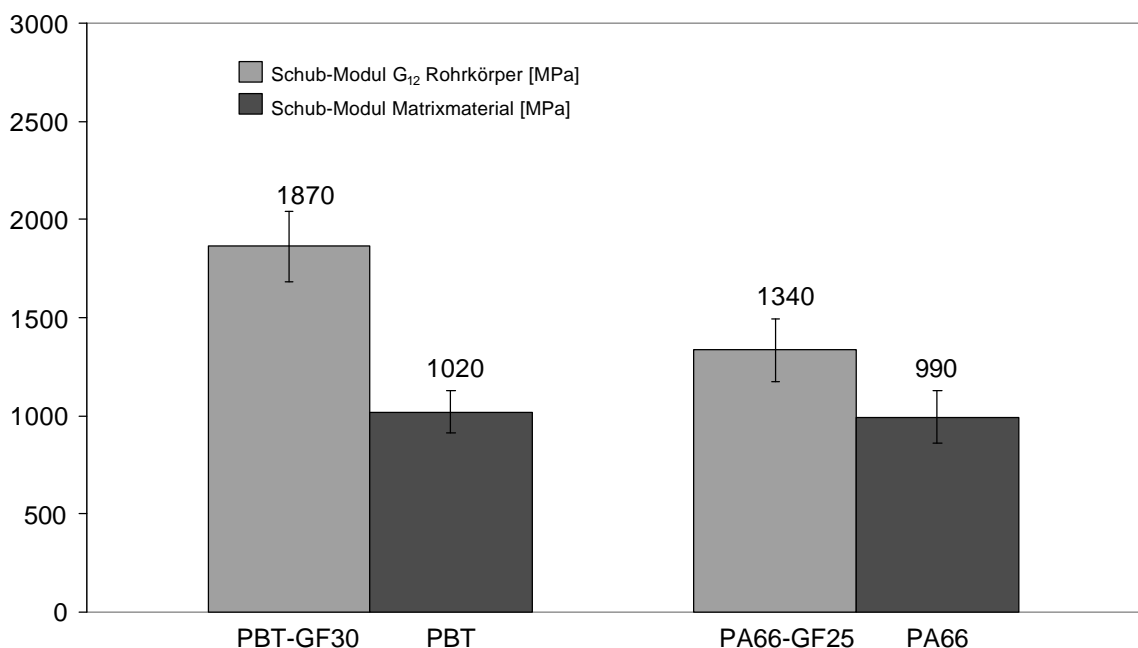


Bild 4.2: Gegenüberstellung verschiedener Schub-Moduln

Durch die Faserverstärkung wird bei beiden Matrixwerkstoffen eine Erhöhung der Steifigkeiten erreicht. Das PBT wird um den Faktor 1,8 verstärkt und das PA66 um den Faktor 1,4.

### Elektronik-Abdeckung

Als weiteres Bauteil wurde eine Elektronik-Abdeckung aus PBT-GF30 und PA66-GF25 untersucht. In Bild 4.3 und 4.4 sind die Absenkungen der beiden Befestigungslaschen in Abhängigkeit der Belastung aufgetragen.

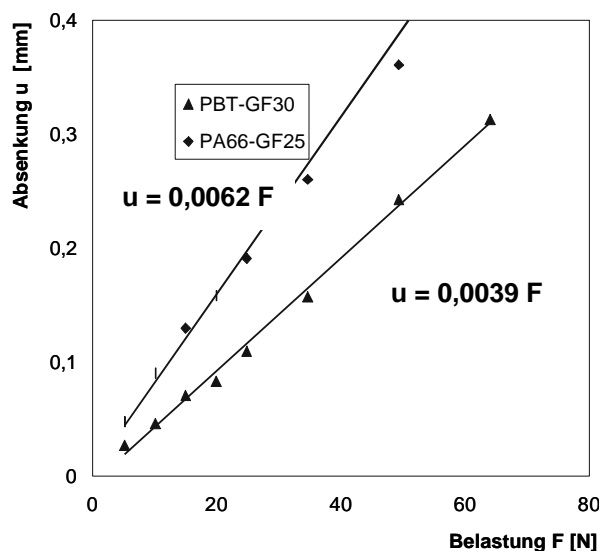


Bild 4.3: Absenkung der linken Lasche der Elektronik-Abdeckung

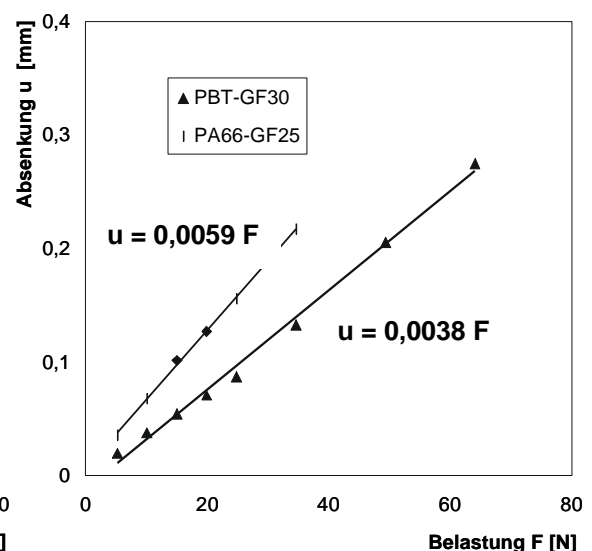


Bild 4.4: Absenkung der rechten Lasche der Elektronik-Abdeckung

Es findet sich ein linearer Zusammenhang zwischen aufgebrachter Last und Absenkung der Lasche. Die Steigung der Ausgleichsgeraden kann als Systemnachgiebigkeit interpretiert werden. Das Bauteil aus PA66-GF25 zeigt eine höhere Nachgiebigkeit als das Bauteil aus PBT-GF30.

### 4.2. Kriechverhalten

Zur Beschreibung aller Kriechkurven wird ein erweiterter Findley-Ansatz mit 4 Parametern (Gl. 4.1) ausgewählt (vgl. Kap. 2.4.1.: Modelle zur Beschreibung des Kriechverhaltens). Dieser Ansatz ist zum einen sehr gut geeignet, unverstärkte Polymere zu beschrei-

ben [102, 103] und wurde zum anderen bereits von mehreren Autoren benutzt um das Deformationsverhalten kurzfaserverstärkter Thermoplaste zu beschreiben [75, 88, 104]

$$\mathbf{e}(t, \mathbf{s}) = \mathbf{e}^{elastisch} + \mathbf{e}^{creep} = k_1 \mathbf{s} + k_2 \mathbf{s}^{k_3} t^{k_4} \quad (\text{Gl. 4.1})$$

#### 4.2.1. Rohrkörper unter Zugbeanspruchung

Das Kriechverhalten des Rohrkörpers aus PBT-GF30 unter Zugbeanspruchung (Bild 4.5) zeigt bei geringen Belastungen und kurzen Zeiten lineares Kriechverhalten, wie an den Kriechnachgiebigkeiten in Bild 4.6 deutlich wird.

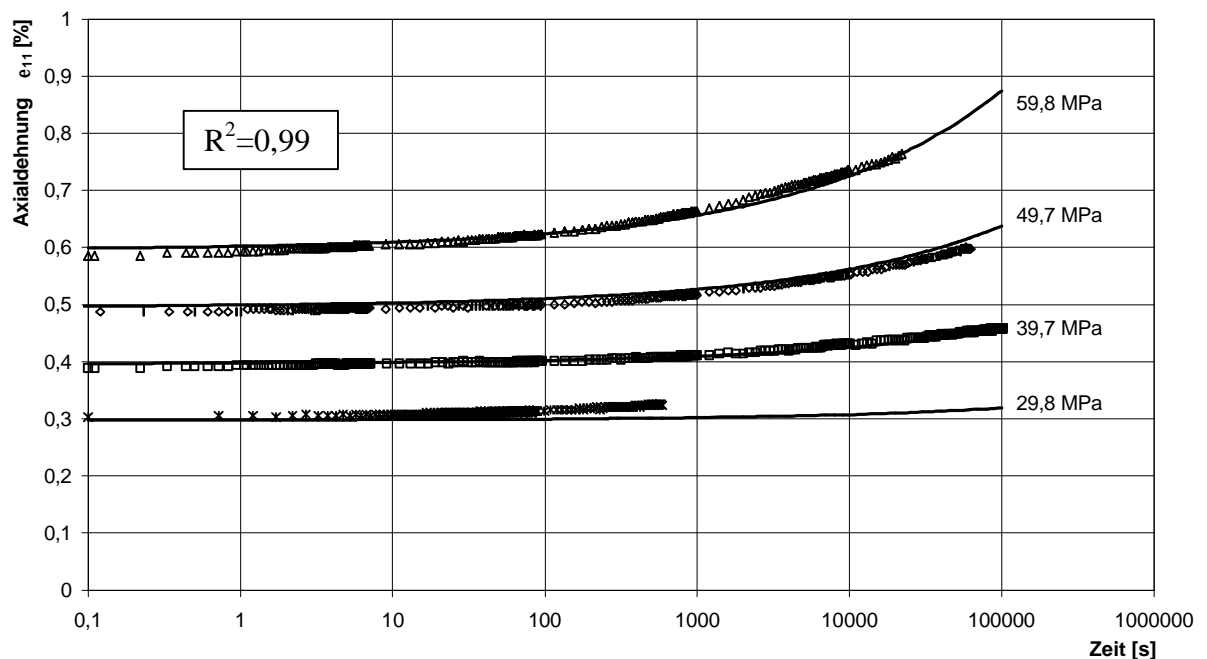


Bild 4.5: Kriechverhalten eines Rohres aus PBT-GF30 unter Zugbeanspruchung

Bei höheren Beanspruchungen und längeren Zeiten (ab 100 s) geht dieses lineare Verhalten in ein nichtlineares Kriechverhalten über. Die Nichtlinearität nimmt mit der Höhe der Spannung und zunehmender Zeit deutlich zu. Der Ansatzparameter  $k_1$  beschreibt zum Zeitpunkt  $t=0,1$  s die Spontandehnung des Rohres. Unter der Annahme einer linearen Beziehung von Spannung und Dehnung kann somit der Kehrwert von  $k_1$  als E-Modul des Rohres interpretiert werden. Der erweiterte Findley-Ansatz beschreibt das Kriechverhalten mit einem Bestimmtheitsmaß von  $R^2=0,99$ .



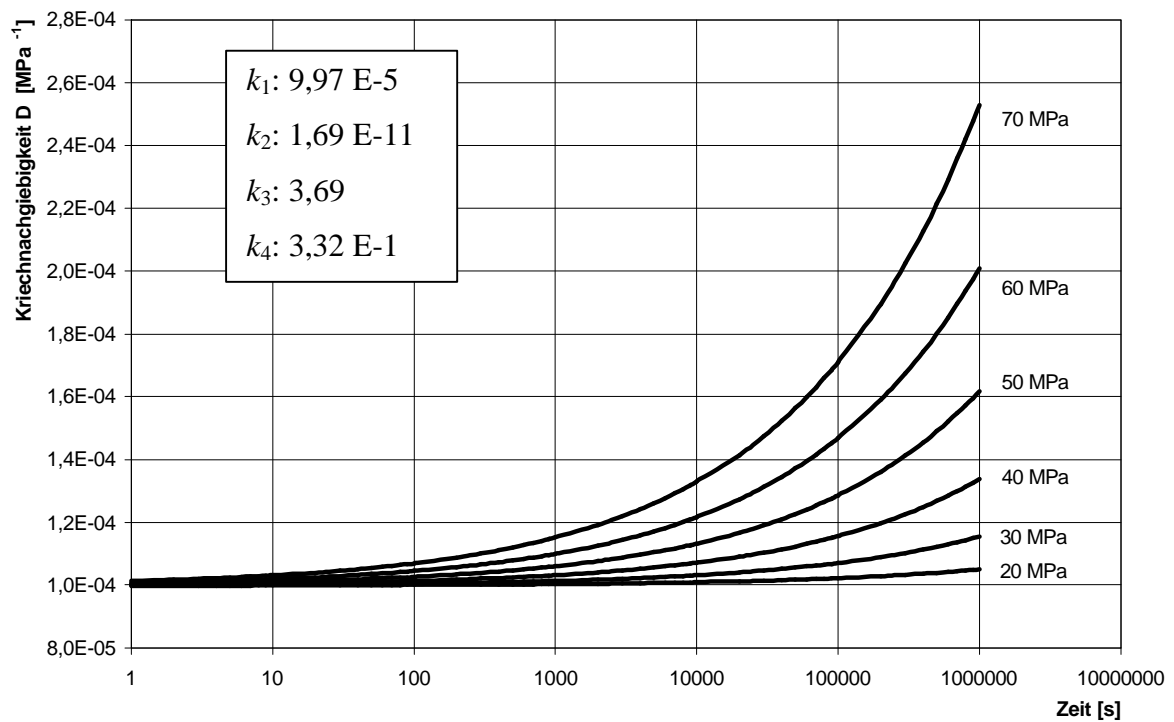


Bild 4.6: Kriechnachgiebigkeit eines Rohres aus PBT-GF30 unter Zugbeanspruchung

Im Folgenden wird gezeigt, dass die Kriechnachgiebigkeiten aus Bild 4.6 auf eine Masterkurve verschiebbar sind. Dieses Materialverhalten lässt sich durch ein Zeit-Spannungs-Verschiebungsprinzip (ZSV, TSS), ähnlich dem Zeit-Temperatur-Verschiebungsprinzip (ZTV, TTS), darstellen. Das Zeit-Spannungs-Verschiebungsprinzip besagt, dass die Kriechnachgiebigkeiten in logarithmischer Auftragung deckungsgleich aufeinander verschoben werden können. Versuche bei langen Zeiten und niedrigen Spannungen lassen sich in ihrem Verhalten beschreiben durch Versuche bei kurzen Zeiten und hohen Spannungen. Ein solches Verhalten wurde von [104] für Kurzzeitkriechversuche an unverstärktem Polycarbonat nachgewiesen. In einer weiteren Arbeit von [75] wurde dieses Materialverhalten auch an weiteren unverstärkten Thermoplasten nachgewiesen. Die Masterkurve wird erstellt, indem zuerst eine Basiskurve bestimmt wird. Diese bleibt unverändert, während die anderen Kurven auf sie verschoben werden. Dazu muss zu einer bestimmten Kriechnachgiebigkeit der Zeitpunkt ausgerechnet werden.

$$t = f(\mathbf{s}, D = \text{const}) = \left[ \left( \frac{D - k_1}{k_2 \cdot \mathbf{s}^{k_3 - 1}} \right)^{\frac{1}{k_4}} \right] \cdot t_0 \quad (\text{Gl. 4.2})$$

Der Verschiebungsfaktor bestimmt sich dann aus:

$$a_s = \frac{t(\mathbf{s} = \text{Basiskurve}, D = \text{const})}{t(\mathbf{s} = \text{Shiftkurve}, D = \text{const})} \quad \text{neue Zeitachse} = a_s \cdot \text{alte Zeitachse}$$

oder:

$$a_s = \left( \frac{\mathbf{s}_{\text{Basiskurve}}}{\mathbf{s}_{\text{Shiftkurve}}} \right)^{\frac{k_3-1}{k_4}} \quad (\text{Gl. 4.3})$$

In Bild 4.7 ist die Masterkurve mit der Basiskurve von 40 MPa dargestellt. Die dazugehörigen Shiftparameter zeigt Bild 4.8. In [105] wurde von einem linearen Zusammenhang der Shiftparameter und der Spannung berichtet; *Wieser* [75] hingegen konnte das gleiche Verschiebungsverhalten wie in Bild 4.8 an unverstärkten Thermoplasten nachweisen. Ein einfacher Potenzansatz (Gl. 4.3) ist in der Lage, das Verschiebungsverhalten von kurzglasfaserverstärktem PBT-GF30 zu beschreiben.

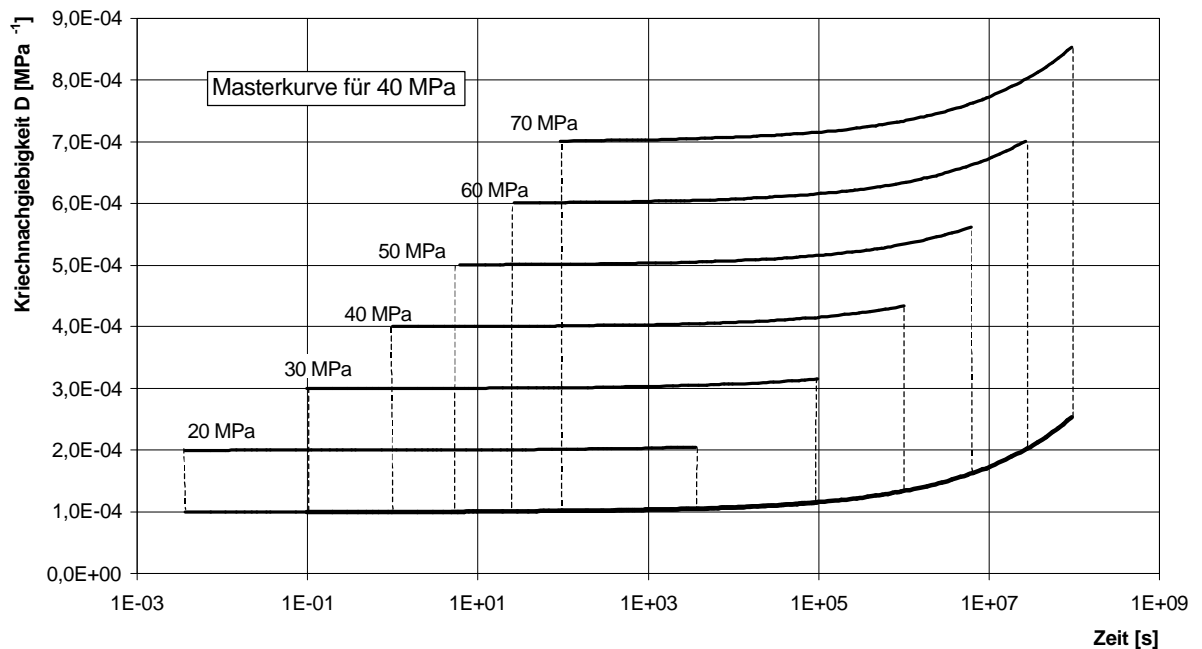


Bild 4.7: Masterkurve für den Rohrkörper aus PBT-GF30

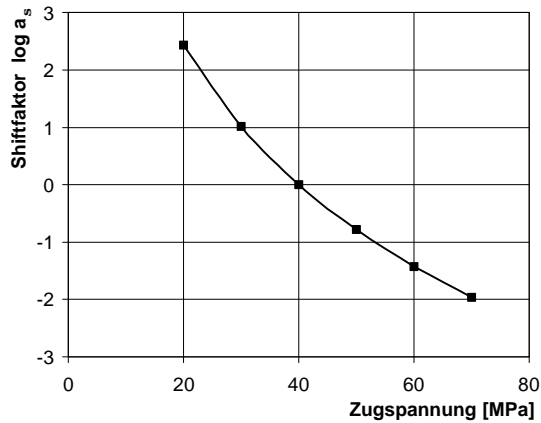


Bild 4.8:  
Shiftparameter für den  
Rohrkörper aus PBT-  
GF30

Das Kriechverhalten des Rohres aus PA66-GF25 unter Zugbeanspruchung (Bild 4.9) zeigt bereits bei kurzen Zeiten und kleinen Spannungen ein ausgeprägtes nichtlineares Werkstoffverhalten, wie in der Auftragung der Kriechnachgiebigkeit (Bild 4.10) sichtbar wird. Die Nichtlinearität nimmt mit zunehmender Zeit deutlich zu. Das Kriechverhalten lässt sich mit dem gleichen Ansatztyp beschreiben wie beim PBT-GF30. Es ist aber nicht möglich, den Ansatzparameter  $k_1$  als Spontandehnung zu interpretieren, da zum Zeitpunkt  $t=0,1$  s das experimentell betrachtete Messfenster zu weit zu hohen Zeiten verschoben ist. Die Zeitdehnlagen in der halblogarithmischen Auftragung zeigen von Anfang an ein deutliches Ansteigen. Das Bestimmtheitsmaß berechnet sich zu 0,99.

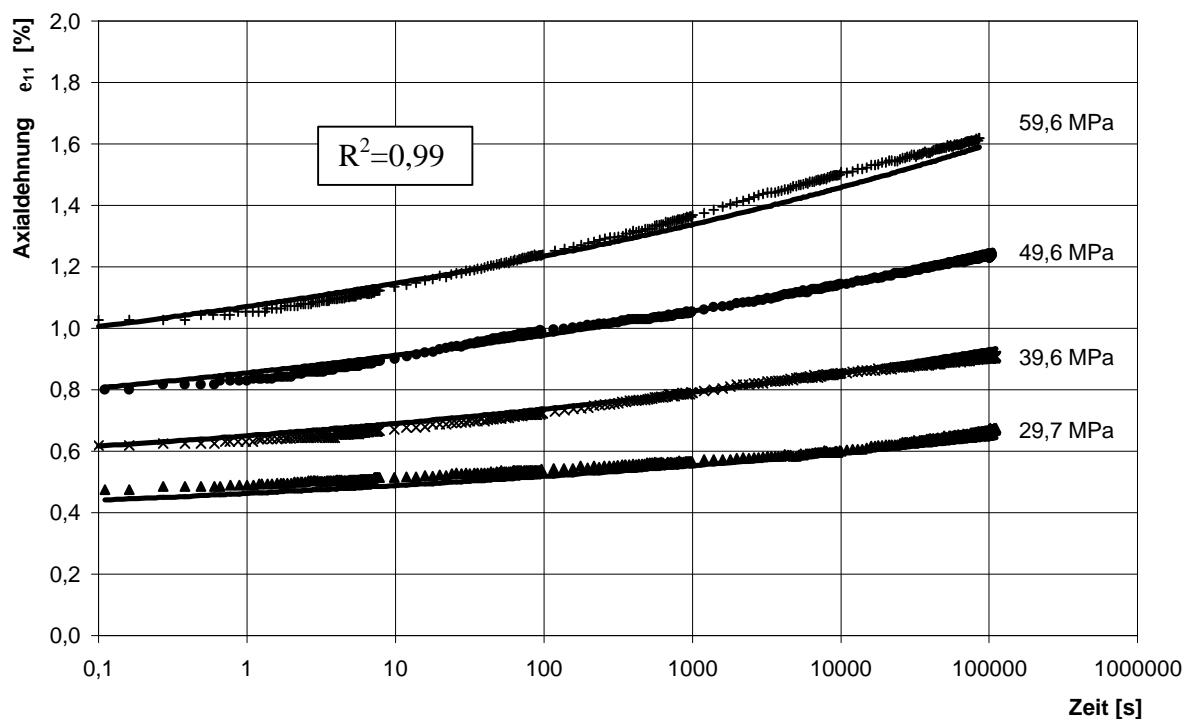


Bild 4.9: Kriechverhalten eines Rohres aus PA66-GF25 unter Zugbeanspruchung

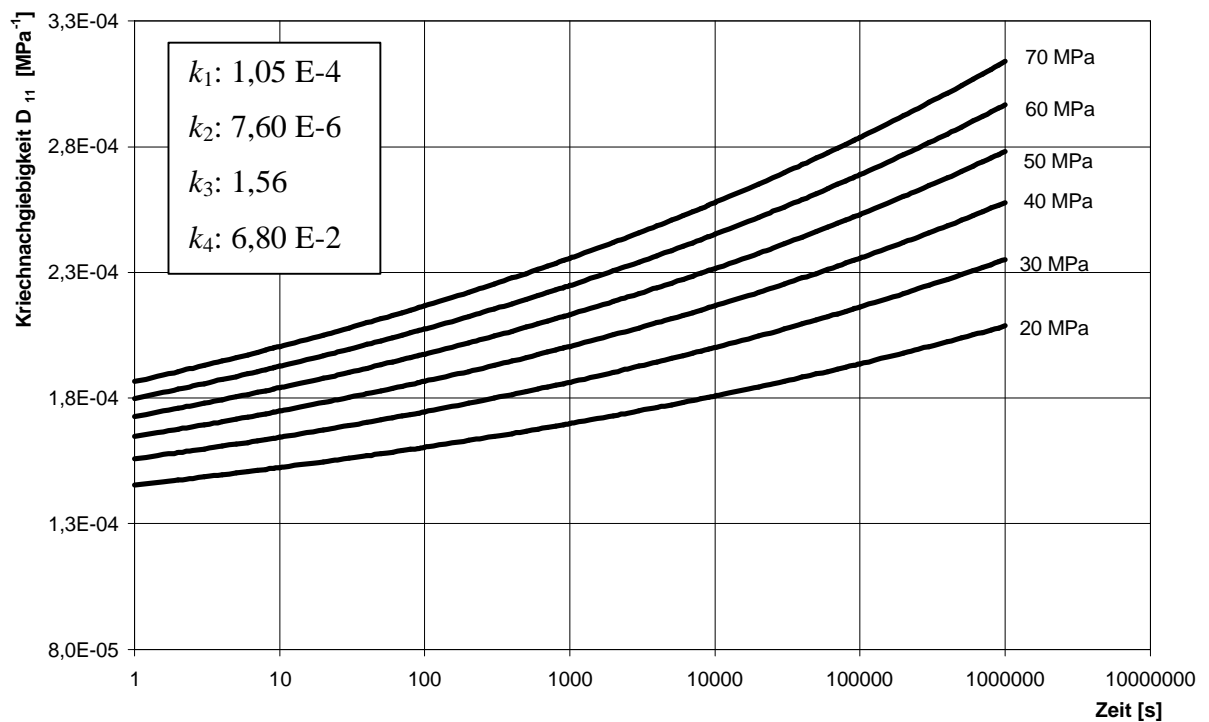


Bild 4.10: Kriechnachgiebigkeit eines Rohres aus PA66-GF25 unter Zugbeanspruchung

Im Folgenden wird gezeigt, dass auch die Kriechnachgiebigkeiten von PA66-GF25 (Bild 4.10) auf eine Masterkurve (Bild 4.11) verschiebbar sind. Die Shiftparameter (Bild 4.12) zeigen eine identische Spannungsabhängigkeit wie die Shiftparameter des Rohres aus PBT-GF30 unter Zugbeanspruchung (Bild 4.8).

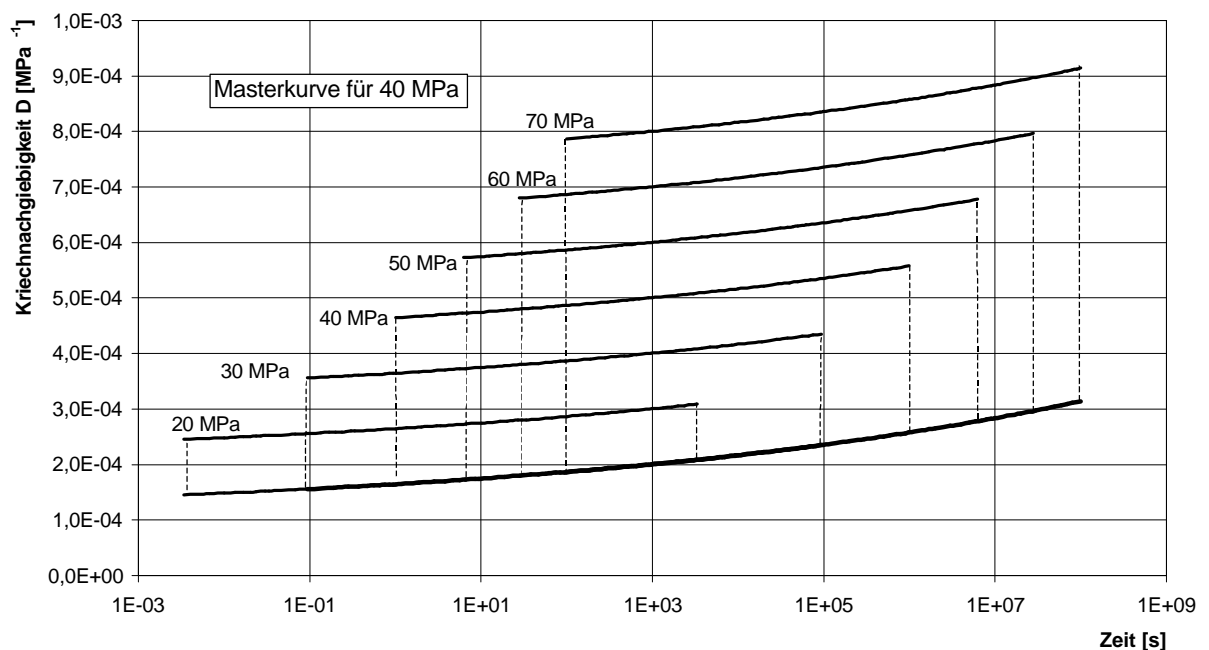


Bild 4.11: Masterkurve für den Rohrkörper aus PA66-GF25

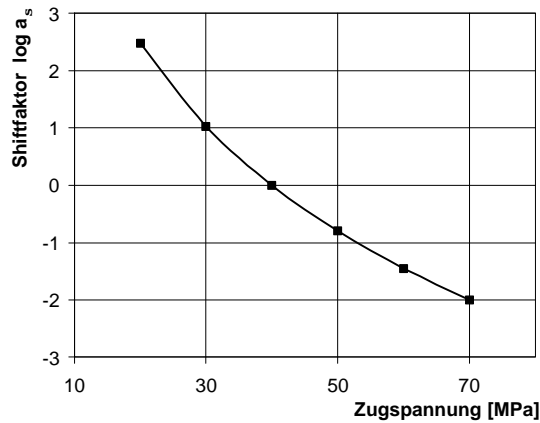


Bild 4.12:  
Shiftparameter für den  
Rohrkörper aus PA66-  
GF25

#### 4.2.2. Rohrkörper unter Scherbeanspruchung

Das Scher-Kriechverhalten eines Rohrkörpers aus PBT-GF30 lässt sich sehr gut ( $R^2=0,99$ ) mit dem 4-parametrischen Ansatz beschreiben (Bild 4.13) und der Ansatzparameter  $k_1$  zum Zeitpunkt  $t=0,1$  s kann als Spontandehnung interpretiert werden.

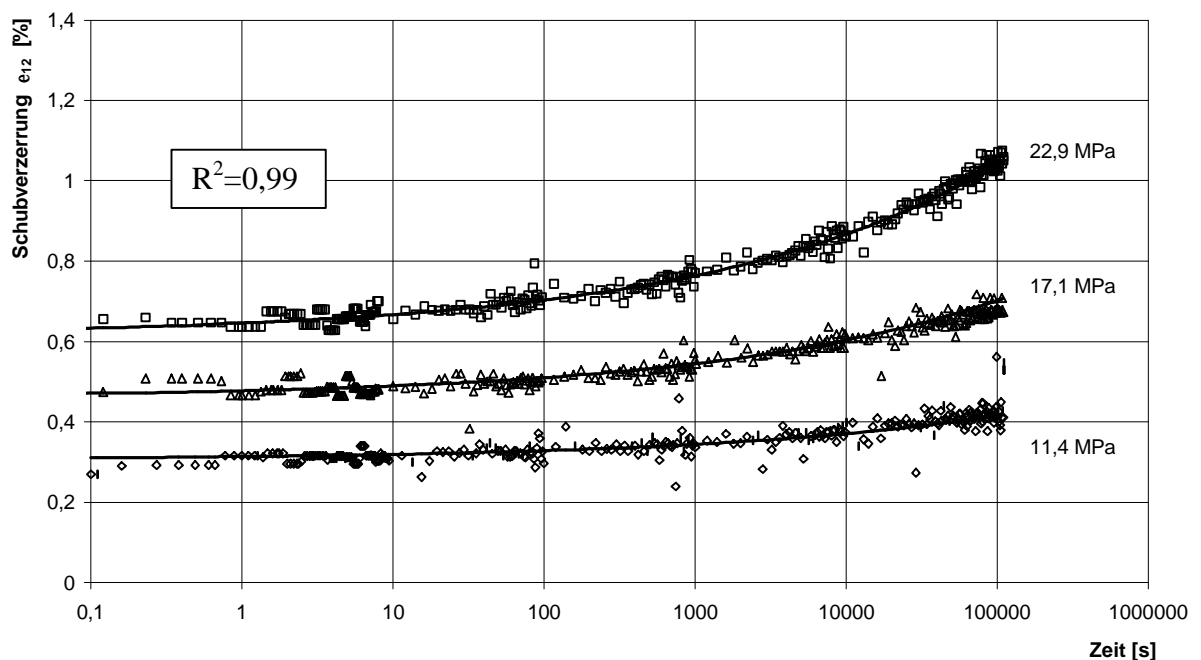


Bild 4.13: Kriechverhalten eines Rohres aus PBT-GF30 unter Scherbeanspruchung

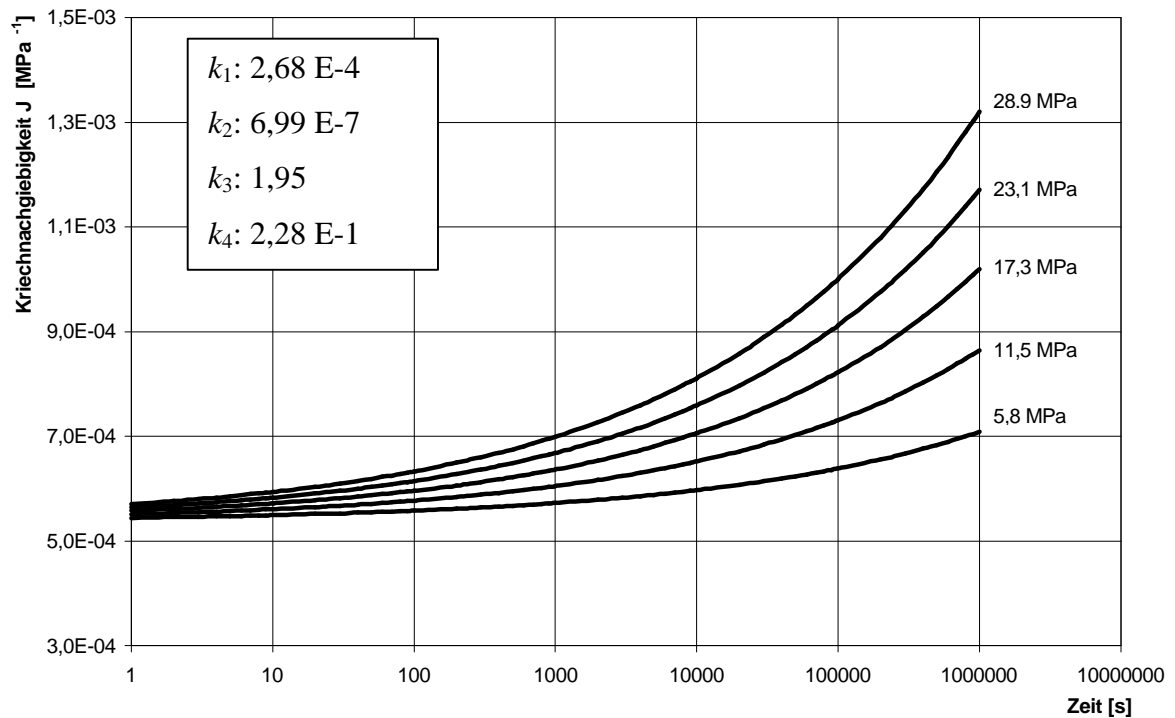


Bild 4.14: Kriechnachgiebigkeit eines Rohres aus PBT-GF30 unter Scherbeanspruchung

Unter Scherbeanspruchung treten höhere Nichtlinearitäten (Bild 4.14) auf als unter Zugbeanspruchung (Bild 4.6). Die Nichtlinearität nimmt mit zunehmender Belastung und zunehmenden Zeiten deutlich zu.

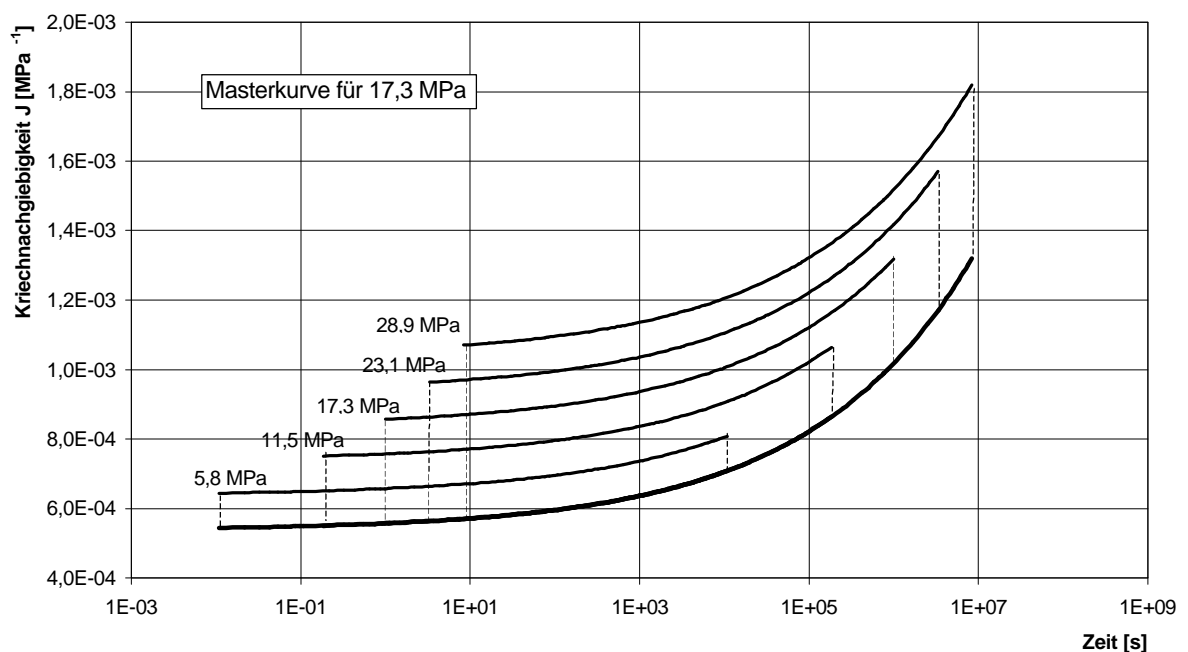


Bild 4.15: Masterkurve für den Rohrkörper aus PBT-GF30

Die Kriechnachgiebigkeiten lassen sich nach dem ZSV-Prinzip deckungsgleich mit der Basiskurve von 17,3 MPa verschieben (Bild 4.15). Die dazugehörige Auftragung der Shiftparameter über der Spannung zeigt Bild 4.16.

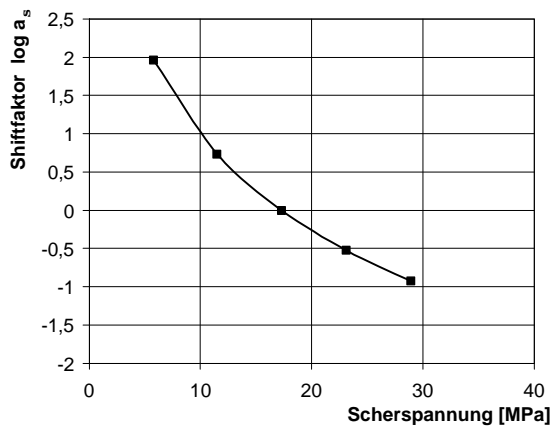


Bild 4.16:

Shiftparameter für den  
Rohrkörper aus PBT-GF30

Betrachtet man das Kriechverhalten eines Rohres aus PA66-GF25 unter Scherbeanspruchung (Bild 4.17), so zeigt sich, dass die Kriechkurve bei 17,1 MPa zu hohen Zeiten in ein Plateau übergeht. Dieses Kriechverhalten kann mit dem vier-parametrischen Kriechansatz befriedigend ( $R^2=0,96$ ) beschrieben werden. Es ist nicht möglich, den Ansatzparameter  $k_1$  als Spontandehnung zu interpretieren, da zum Zeitpunkt  $t=0,1$  s bereits die Kurven in halblogarithmischer Auftragung ein deutliches Ansteigen zeigen.

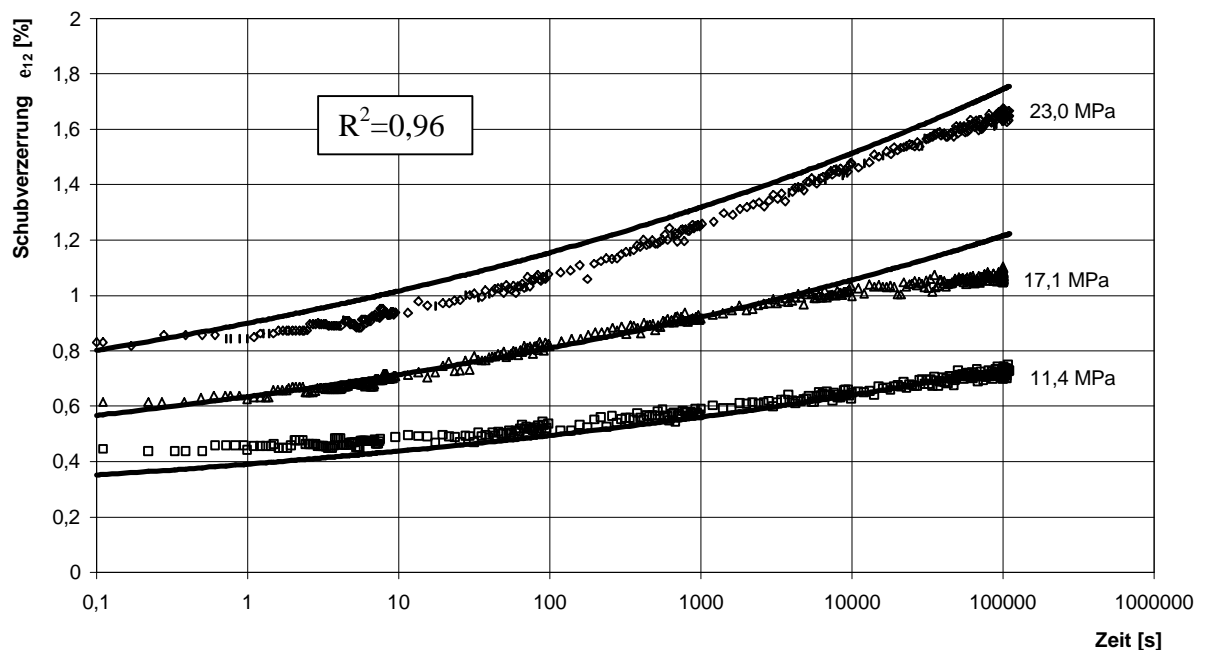


Bild 4.17: Kriechverhalten eines Rohres aus PA66-GF25 unter Scherbeanspruchung

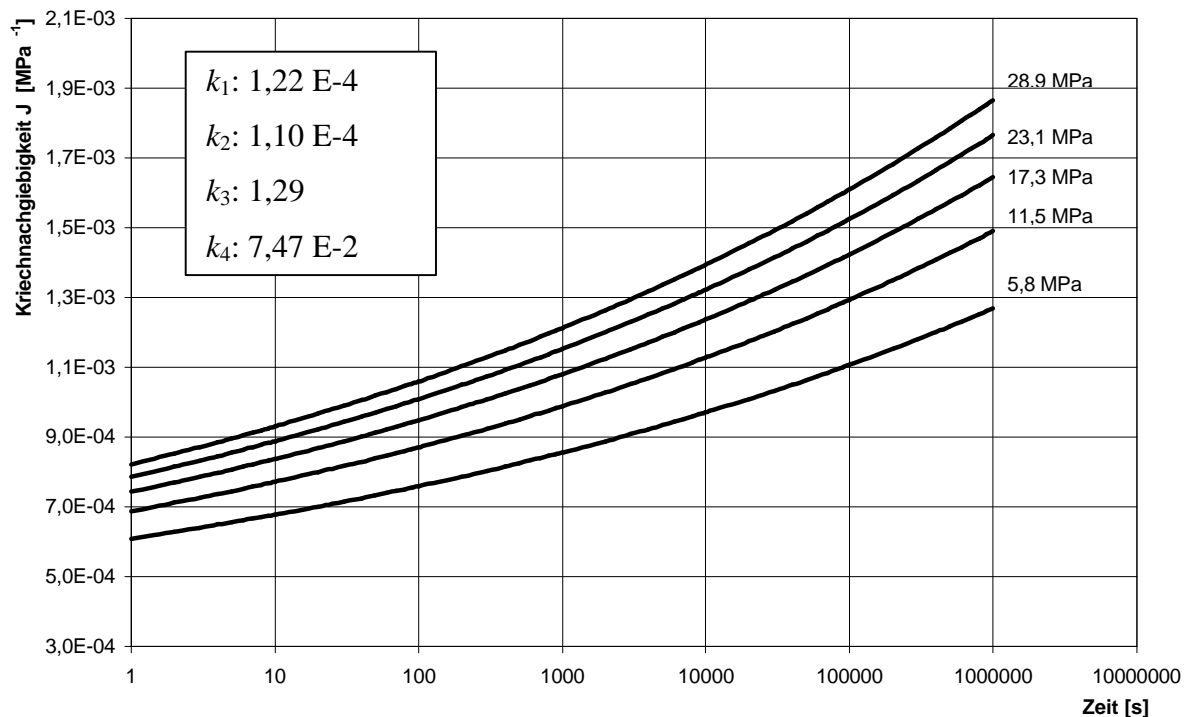


Bild 4.18: Kriechnachgiebigkeit eines Rohres aus PA66-GF25 unter Scherbeanspruchung

Die Kriechnachgiebigkeiten (Bild 4.18) zeigen, dass bei kleinen Zeiten ein ausgeprägtes nichtlineares Werkstoffverhalten vorliegt, welches mit zunehmenden Zeiten zunimmt. Die Spannung hat nur wenig Einfluss auf die Nichtlinearität. Die Kriechnachgiebigkeiten lassen sich auf eine Masterkurve verschieben, wobei die Kurve bei 17,3 MPa Beanspruchung als Basiskurve dient (Bild 4.19).

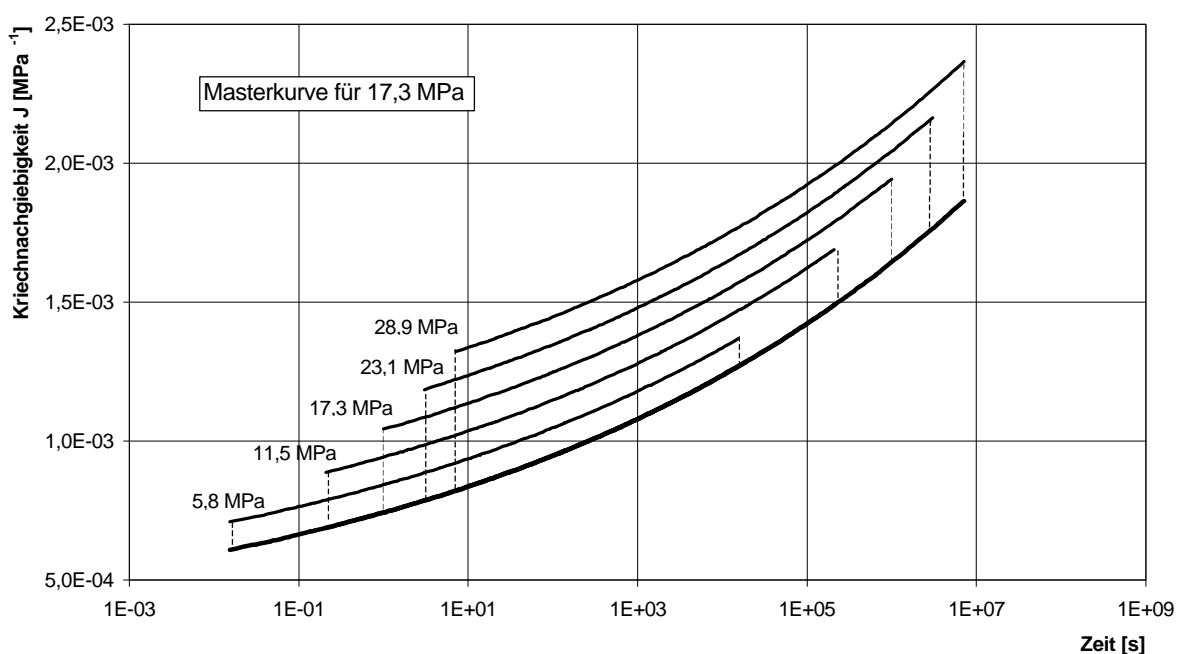


Bild 4.19: Masterkurve für den Rohrkörper aus PA66-GF25



In Bild 4.20 sind die Shiftparameter über der Scherspannung aufgetragen und es ergibt sich eine beinahe deckungsgleich verlaufende Kurve zu Bild 4.16, in welchem die Shiftparameter von PBT-GF30 über der Scherbeanspruchung aufgetragen sind. Obwohl PBT-GF30 und PA66-GF25 ein sehr unterschiedliches Kriechverhalten und unterschiedliche Masterkurven zeigen, sind die Shiftparameter identisch.

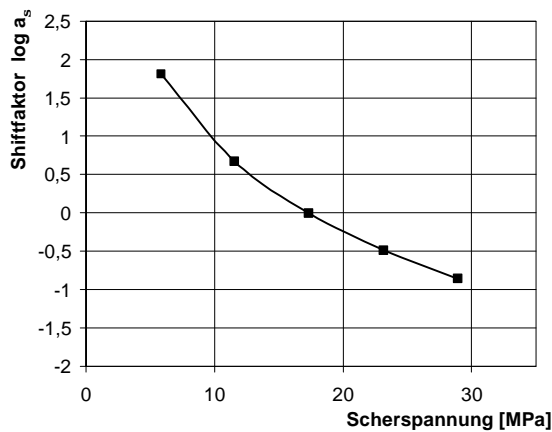


Bild 4.20:  
Shiftparameter für den  
Rohrkörper aus PA66-  
GF25

#### 4.2.3. Schulterstab unter Zugbeanspruchung

Das Kriechverhalten des Schulterstabes aus PBT-GF30 ist in Bild 4.21 dargestellt.

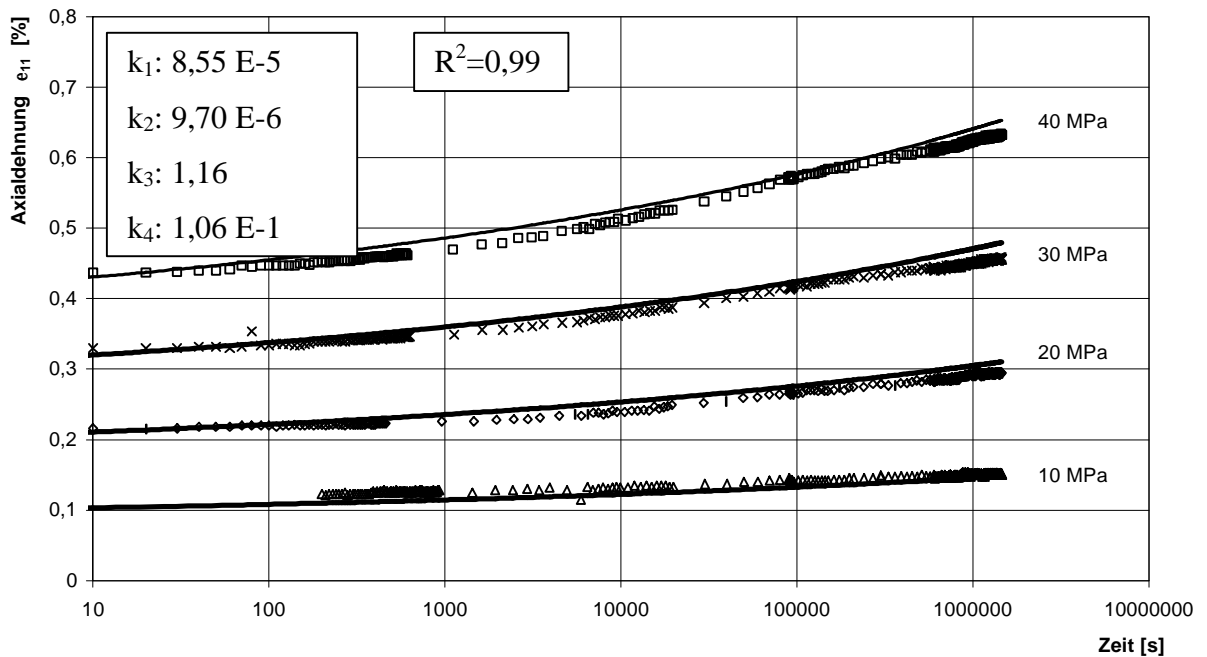


Bild 4.21: Kriechverhalten eines Schulterstabes aus PBT-GF30 unter Zugbeanspruchung

Der vier-parametrische Ansatz zur Beschreibung der Kriechkurven kann das Zeitstandverhalten gut wiedergeben ( $R^2=0,99$ ). Im Gegensatz zum Rohr aus PBT-GF30 zeigen die Zeitdehnlagen in der halblogarithmischen Auftragung von Anfang an ein deutliches Ansteigen. Der Ansatzparameter  $k_1$  kann nicht als Spontandehnung interpretiert werden.

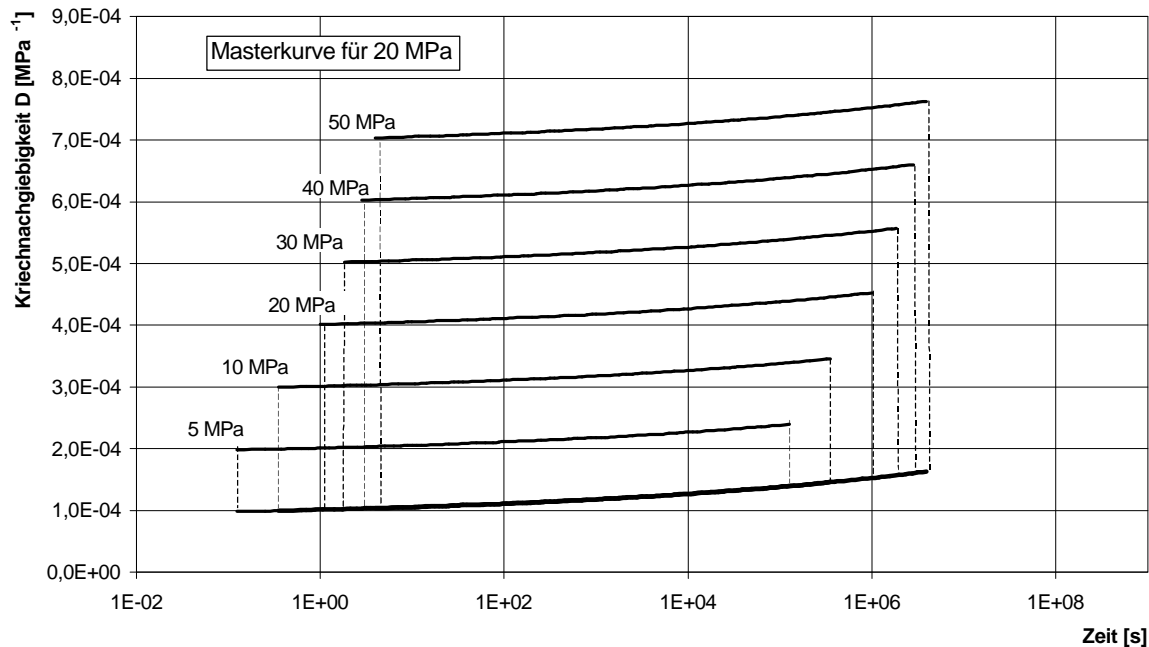


Bild 4.22: Kriechnachgiebigkeit eines Schulterstabes aus PBT-GF30 unter Zugbeanspruchung

Die Kriechnachgiebigkeit (Bild 4.22) zeigt, dass bereits bei kurzen Zeiten ein ausgeprägtes nichtlineares Werkstoffverhalten vorliegt. Die Nachgiebigkeiten lassen sich deckungsgleich auf eine Masterkurve verschieben und die dazugehörigen Shiftparameter sind in Bild 4.23 dargestellt.

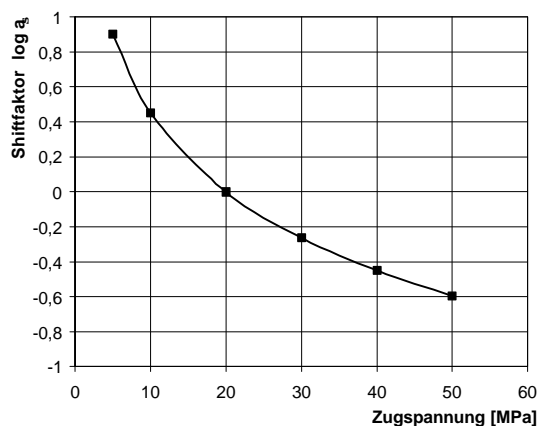


Bild 4.23:

Shiftparameter für den Schulterstab aus PBT-GF30

Das Kriechverhalten des Schulterstabes aus PBT-GF30 unterscheidet sich vom Kriechverhalten des Rohres aus PBT-GF30. Ursache hierfür sind die unterschiedlichen Faserorientierungen in diesen Bauteilen und die dadurch hervorgerufenen Anisotropien im Materialverhalten.

Das Kriechverhalten des Schulterstabes aus PA66-GF25 (Bild 4.24) kann gut mit dem erweiterten Findley-Ansatz beschrieben werden ( $R^2=0,99$ ).

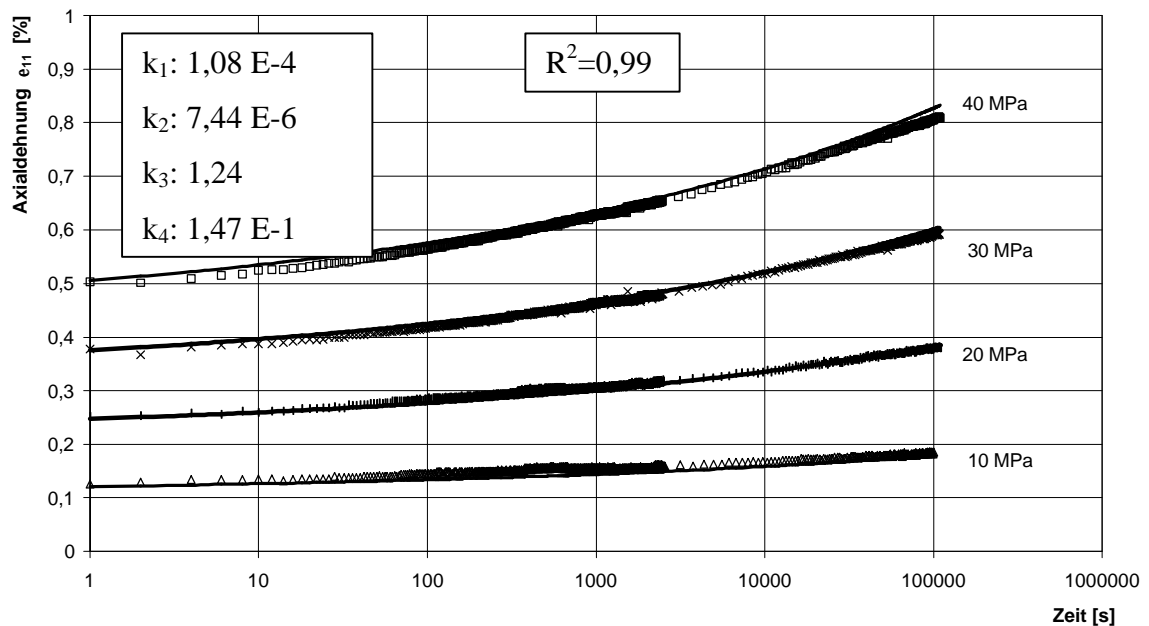


Bild 4.24: Kriechverhalten eines Schulterstabes aus PA66-GF25 unter Zugbeanspruchung

Bereits bei kurzen Zeiten zeigt sich nichtlineares Werkstoffverhalten (Bild 4.25). Die Nachgiebigkeiten lassen sich auf eine Masterkurve mit der Basiskurve bei 20 MPa verschieben; die Shiftparameter sind in Bild 4.26 dargestellt.

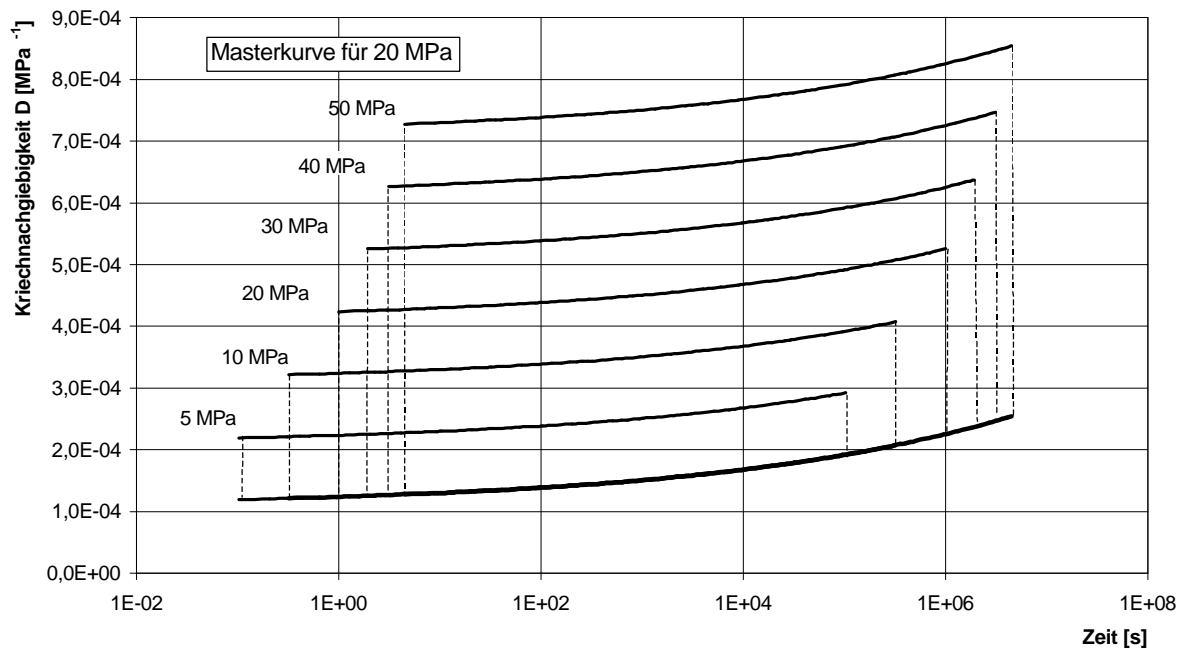


Bild 4.25: Masterkurve eines Schulterstabes aus PA66-GF25 unter Zugbeanspruchung

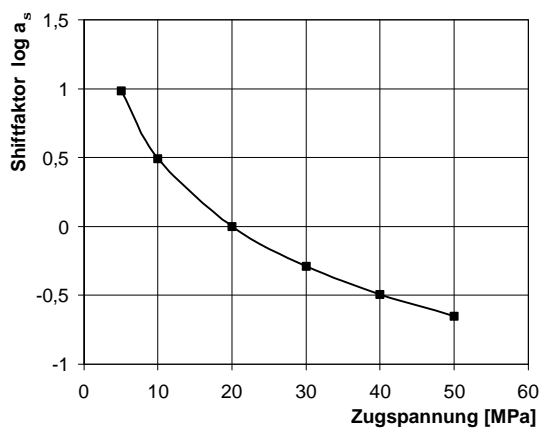


Bild 4.26:  
Shiftparameter für den Schulterstab  
aus PA66-GF25

#### 4.2.4. Elektronik-Abdeckung

Zur Untersuchung des statischen Langzeitverhaltens der Elektronik-Abdeckungen aus PBT-GF30 und PA66-GF25 wurde das Kriechverhalten der beiden Befestigungslaschen untersucht. Obwohl das Zeitstandverhalten aufgrund von zwei je 1 cm hohen Stegen an den Laschen stark eingeschränkt sein sollte, konnte bei der Abdeckung aus PBT unter 50 N Belastung nach  $10^6$  s ein Absenken der Laschen um  $40\text{ }\mu\text{m}$  (nur Kriechanteil) ermittelt werden (Bild 4.27). Zwischen linker und rechter Befestigungslasche zeigt sich kein wesentlicher Unterschied im Kriechverhalten.

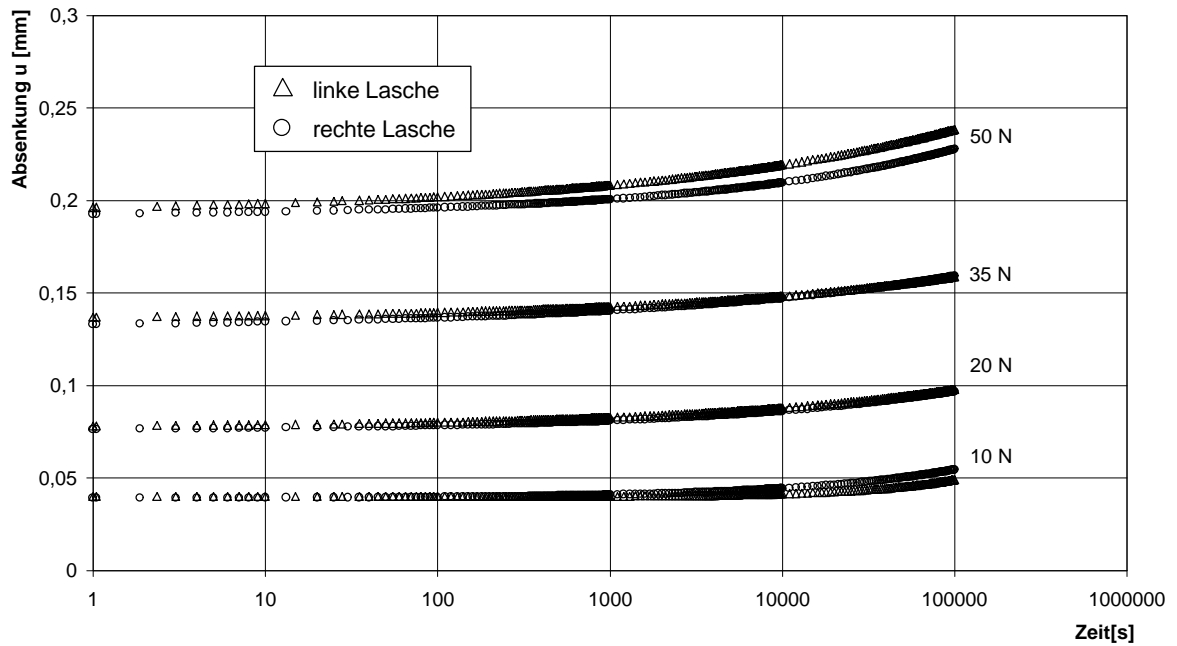


Bild 4.27: Zeitstandverhalten der Elektronik-Abdeckung aus PBT-GF30

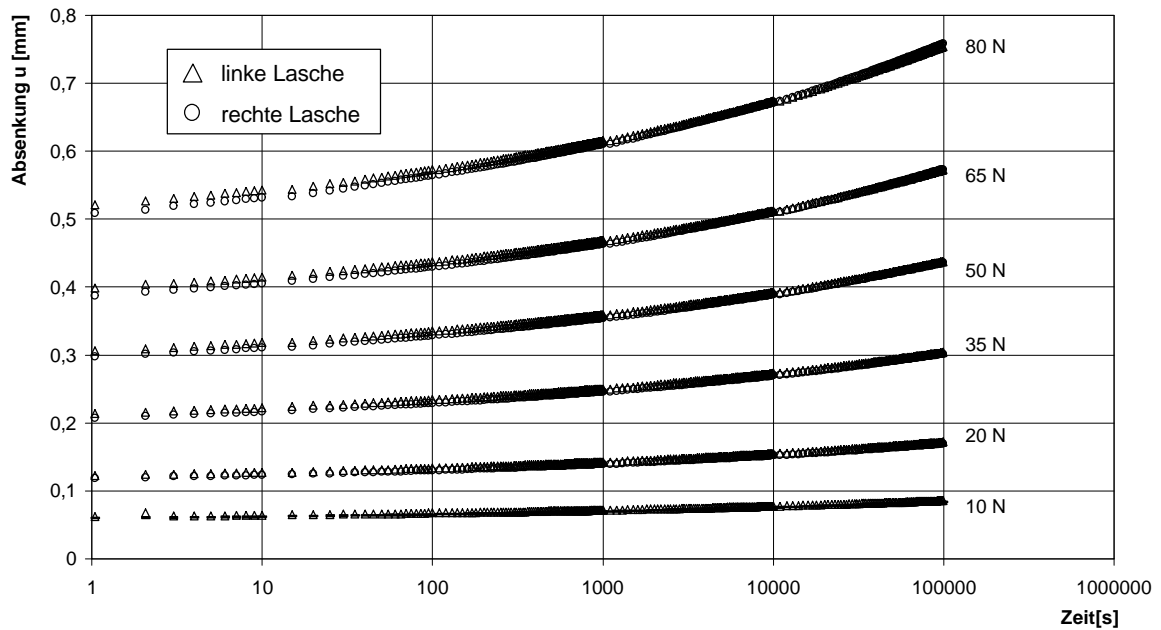


Bild 4.28: Zeitstandverhalten der Elektronik-Abdeckung aus PA66-GF25

Bei der Abdeckung aus PA66-GF25 beträgt die Absenkung bei 50 N Belastung nach 10<sup>6</sup> s 120  $\mu$ m (nur Kriechanteil; Bild 4.28). Auch hier zeigt sich kein deutlicher Unterschied zwischen linker und rechter Befestigungslasche.

## 5. Simulationsverfahren

Für die folgenden Steifigkeits- und Kriechsimulationen wird ein Programm ausgewählt, welches die durch die Fasern hervorgerufenen Anisotropien in Bauteilen mit der Finite-Elemente-Methode (FEM) berücksichtigt. In [106] wurde untersucht, welches FEM-Programm die nötigen Eingabeoptionen zur Verfügung stellt, um den dargestellten Lösungsansatz aus Kapitel 2.5. (s. Bild 2.15) verwirklichen zu können.

Grundidee der Simulation bildet die Annahme, dass in einem finiten Element alle Fasern in eine Richtung orientiert sind. Wählt man bei der Strukturierung des Formteils die finiten Elemente genügend klein, so liegen in diesen Bereichen näherungsweise transversal-isotrope Materialeigenschaften vor.

Die Simulationsrechnungen werden mit dem Programm ABAQUS durchgeführt. Die Faserorientierungen werden mit Spritzgießsimulationen berechnet und mittels eines Umsetzers, der die lokalen Orientierungen der Füllsimulation in globale Koordinaten der FEM transformiert, nach ABAQUS importiert. Eine Implementierung der gemessenen Faserorientierungen findet nicht statt, da eine vollständige Orientierungsbestimmung für ein reales Bauteil nicht durchführbar ist.

### 5.1. Elastisches Materialverhalten

Die untersuchten Bauteile (Rohrkörper, Schulterstab und Elektronik-Abdeckung) werden aufgrund ihrer dünnen Wandstärke als Schalenmodell dargestellt. Als finite Elemente werden Dreieckselemente ausgewählt. Dies hat den Vorteil, dass die Netzgeometrie für die Steifigkeitssimulation direkt aus der Füllsimulation übernommen werden kann. Für Schalenelemente (ebener Spannungszustand) hat der transversal-isotrope Steifigkeitstensor folgende Gestalt (vgl. Kap. 2.3., Gl. 2.11):

$$C_{ij}^{UD} = \begin{vmatrix} C_{11}^{UD} & C_{12}^{UD} & 0 \\ C_{21}^{UD} & C_{22}^{UD} & 0 \\ 0 & 0 & C_{66}^{UD} \end{vmatrix} \quad \text{mit:} \quad C_{12}^{UD} = C_{21}^{UD} \quad \text{aus Symmetriegründen}$$

(Gl. 5.1)

Die einzelnen Komponenten des Tensors berechnen sich nach folgenden Beziehungen:

$$C_{11}^{UD} = \frac{E_{11}}{1 - \mathbf{n}_{12} \mathbf{n}_{21}} \quad (\text{Gl. 5.2})$$

$$C_{22}^{UD} = \frac{E_{22}}{1 - \mathbf{n}_{12} \mathbf{n}_{21}} \quad (\text{Gl. 5.3})$$

$$C_{12}^{UD} = C_{21}^{UD} = \frac{\mathbf{n}_{12} E_{22}}{1 - \mathbf{n}_{12} \mathbf{n}_{21}} = \frac{\mathbf{n}_{21} E_{11}}{1 - \mathbf{n}_{12} \mathbf{n}_{21}} \quad (\text{Gl. 5.4})$$

$$C_{66}^{UD} = G_{12} \quad (\text{Gl. 5.5})$$

Im Bauteil variiert die Faserorientierung über der Wanddicke. Zur Simulation der Faseroorientierungen kann angegeben werden, in wie vielen Schichten die Orientierung berechnet werden soll. Im Schalenmodell (Bild 5.1) der Füllsimulation (1a) werden für mehrere Schichten die Faserorientierungen berechnet (1b). Anschließend werden in ABAQUS mit Hilfe der Laminattheorie [107] die Verbundeigenschaften berechnet (1c).

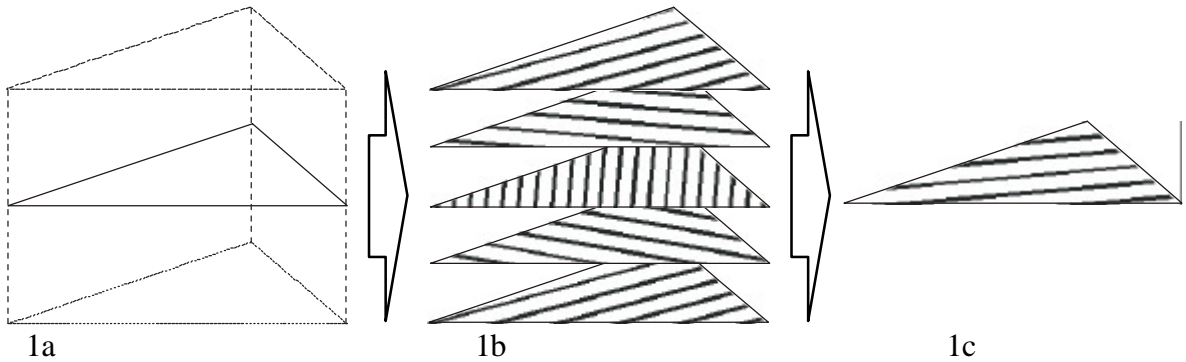


Bild 5.1: Berechnung der Verbundeigenschaften in ABAQUS mit Hilfe der Laminattheorie

Der Steifigkeitstensor  $C_{ij}^{\Delta}$  für das Element (1c) setzt sich dann aus den anzahlgewichteten Steifigkeitstensoren der Einzelschichten (1b) zusammen.

$$\text{Laminattheorie:} \quad C_{ij}^{\Delta} = \frac{1}{n} \sum_{z=1}^n C_{ij}^{\Delta z} \quad (\text{Gl. 5.6})$$

Die Steifigkeitstensoren  $C_{ij}^{\Delta z}$  der Einzelschichten werden durch eine der Schichtorientierung entsprechende Drehung von  $C_{ij}^{UD}$  bestimmt. Die Transformationsbeziehungen können für diese Drehung mit den Invarianten  $U_1$  bis  $U_5$  wie folgt berechnet werden:

$$C_{11}^{\Delta z} = U_1 + U_2 \cos(2\Phi^z) + U_3 \cos(4\Phi^z) \quad (\text{Gl. 5.7})$$

$$C_{22}^{\Delta z} = U_1 - U_2 \cos(2\Phi^z) + U_3 \cos(4\Phi^z)$$

$$C_{66}^{\Delta z} = U_5 - U_3 \cos(4\Phi^z)$$

$$C_{12}^{\Delta z} = C_{21}^{\Delta z} = U_4 - U_3 \cos(4\Phi^z)$$

$$2C_{16}^{\Delta z} = 2C_{61}^{\Delta z} = -U_2 \sin(2\Phi^z) - 2U_3 \sin(4\Phi^z)$$

$$2C_{26}^{\Delta z} = 2C_{62}^{\Delta z} = -U_2 \sin(2\Phi^z) + 2U_3 \sin(4\Phi^z)$$

mit:

$$U_1 = \frac{1}{8} (3C_{11}^{UD} + 3C_{22}^{UD} + 2C_{12}^{UD} + 4C_{66}^{UD}) \quad (\text{Gl. 5.8})$$

$$U_2 = \frac{1}{2} (C_{11}^{UD} - C_{22}^{UD})$$

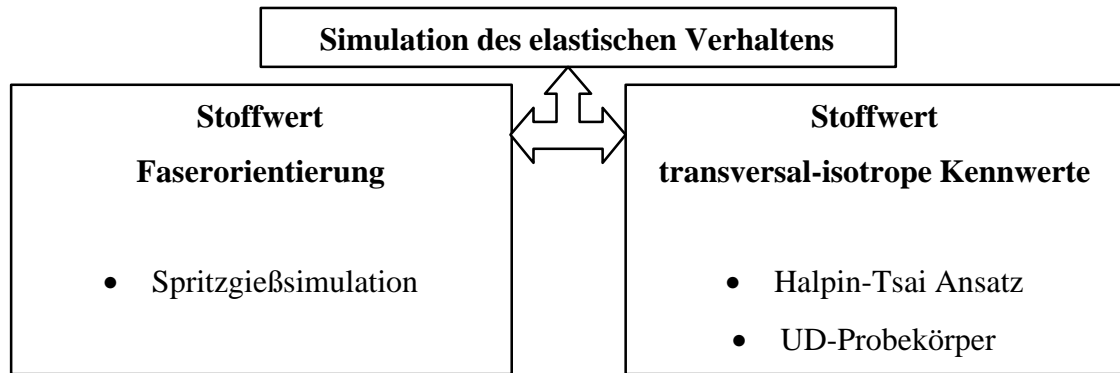
$$U_3 = \frac{1}{8} (C_{11}^{UD} + C_{22}^{UD} - 2C_{12}^{UD} - 4C_{66}^{UD})$$

$$U_4 = \frac{1}{8} (C_{11}^{UD} + C_{22}^{UD} + 6C_{12}^{UD} - 4C_{66}^{UD})$$

$$U_5 = \frac{1}{8} (C_{11}^{UD} + C_{22}^{UD} - 2C_{12}^{UD} + 4C_{66}^{UD})$$

Um die Laminattheorie für den ebenen Spannungszustand anzuwenden, müssen demnach die Orientierungswinkel  $\phi$  für jedes Element sowie die vier Elastizitätskennwerte ( $E_{11}$ ,  $E_{22}$ ,  $\nu_{21}$ ,  $G_{12}$ ) bekannt sein (Bild 5.2). Die Komponenten  $C_{16}^{\Delta z} = C_{61}^{\Delta z}$  und  $C_{26}^{\Delta z} = C_{62}^{\Delta z}$  sind immer dann ungleich null, wenn eine in Faserrichtung unsymmetrische Winkelverteilung gegeben ist. Es wurde ein Umsetzer programmiert, der die Knoten und Elemente sowie die Schichtdicken und Faserwinkel von der Füllsimulation nach ABAQUS importiert. Die vier transversal-isotropen Kennwerte lassen sich entweder mit der Mischungsregel nach Halpin-Tsai berechnen oder an einem unidirektional verstärkten Probekörper (UD-Körper) experimentell bestimmen.





*Bild 5.2: Benötigte Stoffwerte für eine Simulation des elastischen Verhaltens eines kurzfaserverstärkten Verbundes*

Die Berechnung in ABAQUS erfolgt auf der Grundlage eines aus Schalen aufgebauten Laminatverbundes mit transversal-isotropen Materialeigenschaften. ABAQUS benutzt hierzu den Befehl „\*SHELL SECTION“. Mit diesem Befehl können jedem Dreieckselement ein Materialgesetz (hier: transversal-isotrop) und eine Orientierung (aus der Spritzgießsimulation) zugeordnet werden. Ein Auszug aus dem Inputfile findet sich im Anhang 10.3.1.

## 5.2. Kriechverhalten

Das Kriechverhalten kann in ABAQUS auf zwei unterschiedliche Arten simuliert werden. Zum einen ist eine isotrope Berechnung möglich, bei welcher der Verbund in alle Raumrichtungen mit dem gleichen Kriechansatz beschrieben wird. Zum anderen kann das Kriechverhalten anisotrop simuliert werden, indem die durch die Fasern hervorgerufenen Anisotropien berücksichtigt werden.

### 5.2.1. Isotropes Kriechen

Für die isotrope Berechnung in ABAQUS wird der Befehl „\*CREEP,LAW=TIME“ verwendet, der das Kriechverhalten mit der in dieser Arbeit verwendeten Kriechgleichung beschreibt:

$$\text{CREEP, LAW=TIME:} \quad \dot{\mathbf{e}}^{\text{creep}} = k_2 k_4 \mathbf{S}^{k_3} t^{k_4-1} \quad (\text{Gl. 5.9})$$

Die Simulation in ABAQUS berechnet nur den Kriechanteil  $\mathbf{e}^{creep}$  und kann als getrennte Rechnung ohne eine vorangehende elastische Simulation durchgeführt werden. Als Kriechgleichung wird das Kriechverhalten eines UD-Körpers in Faserrichtung implementiert. Es wird das gleiche Netz wie bei der elastischen Simulation verwendet; die Orientierung der Elemente bleibt allerdings unberücksichtigt. Ein Auszug aus dem Inputfile findet sich im Anhang 10.3.2.

### 5.2.2. Anisotropes Kriechen

Die Simulation des anisotropen Kriechverhaltens wird ebenfalls mit dem Schalenmodell durchgeführt. Die vier transversal-isotropen Kennwerte für den ebenen Spannungszustand müssen für die anisotrope Kriechsimulation zu Kriechfunktionen (vgl. Gl. 2.17) erweitert werden. ABAQUS sieht eine direkte Eingabe dieser vier Gleichungen nicht vor.

Die Spannungsverhältnisse  $R_{ij}$ , welche zur Eingabe in ABAQUS benötigt werden, können aus den richtungsabhängigen Fließgrenzen des kurzfaserverstärkten Werkstoffs berechnet werden (vgl. Kap. 2.4.). Eine weitere Möglichkeit, die Spannungsverhältnisse zu bestimmen, ist, diese aus den richtungsabhängigen Kriechkurven eines UD-Körpers zu berechnen. Aufgrund der Symmetrieeigenschaften des transversal-isotropen Verbundes müssen nicht alle Hill-Koeffizienten bzw. Spannungsverhältnisse bestimmt werden. Es gilt:

$$\begin{array}{ll} G = H & \text{und} \\ L = M = N & R_{22} = R_{33} \\ & R_{23} = R_{13} = R_{12} \end{array}$$

Mit den Spannungsverhältnissen  $R_{11}$ ,  $R_{22}$  und  $R_{12}$  lässt sich das anisotrope Kriechverhalten eines transversal-isotropen Schalenelementes beschreiben. Zur Berechnung dieser drei Spannungsverhältnisse müssen die folgenden drei Kriechgleichungen eines UD-Verbundes vorhanden sein:

$$\mathbf{e}_{11}^{creep} = k_{2(11)} \mathbf{s}_{11}^{k_{3(11)}} t^{k_{4(11)}} \quad (\text{Gl. 5.10})$$

$$\mathbf{e}_{22}^{creep} = k_{2(22)} \mathbf{s}_{22}^{k_{3(22)}} t^{k_{4(22)}} \quad (\text{Gl. 5.11})$$

$$\mathbf{e}_{12}^{creep} = k_{2(12)} \mathbf{s}_{12}^{k_{3(12)}} t^{k_{4(12)}} \quad (\text{Gl. 5.12})$$

Wie aus diesen drei Kriechgleichungen die für ABAQUS benötigten Spannungsverhältnisse ( $R_{11}$ ,  $R_{22}$  und  $R_{12}$ ) berechnet werden, wird im Folgenden dargestellt.

Aus den Kriechgleichungen (Gl. 5.10-5.12) ergibt sich für den Kriechdehnungstensor mit Berücksichtigung der Vergleichsspannung folgender Ausdruck:

$$\mathbf{e}_{ij}^{creep} = k_{2(ij)} \mathbf{s}_V^{k_{3(ij)}} t^{k_{4(ij)}} \frac{\partial \mathbf{s}_V}{\partial \mathbf{s}_{ij}} \quad (\text{Gl. 5.13})$$

Mit der Definition der Vergleichsspannung (Gl. 2.22 in Gl. 5.13) berechnen sich die benötigten Kriechdehnungskomponenten wie folgt:

$$\mathbf{e}_{11}^{creep} = k_{2(11)} \mathbf{s}_V^{k_{3(11)}-1} t^{k_{4(11)}} [G(\mathbf{s}_{11} - \mathbf{s}_{33}) + H(\mathbf{s}_{11} - \mathbf{s}_{22})] \quad (\text{Gl. 5.14})$$

$$\mathbf{e}_{22}^{creep} = k_{2(22)} \mathbf{s}_V^{k_{3(22)}-1} t^{k_{4(22)}} [F(\mathbf{s}_{22} - \mathbf{s}_{33}) + H(\mathbf{s}_{22} - \mathbf{s}_{11})] \quad (\text{Gl. 5.15})$$

$$\mathbf{e}_{12}^{creep} = k_{2(12)} \mathbf{s}_V^{k_{3(12)}-1} t^{k_{4(12)}} 2N\mathbf{s}_{12} \quad (\text{Gl. 5.16})$$

In der ABAQUS-Eingabedatei müssen die Spannungsverhältnisse  $R_{ij}$ , mit denen die Hill-Koeffizienten bestimmt werden und das richtungsabhängige Kriechverhalten definiert ist, angegeben werden. Die Spannungsverhältnisse  $R_{ij}$  definieren somit eine Gewichtung der Spannungskomponenten bei der Berechnung der Vergleichsspannung.

Für einen Spannungszustand aus einem uniaxialen Kriechversuch in 1-Richtung folgt somit für die Kriechdehnungskomponente  $\mathbf{e}_{11}^{creep}$  (Gl. 2.24 in Gl. 5.14):

$$\mathbf{e}_{11}^{creep} = k_{2(11)} \left( \frac{\mathbf{s}_{11}}{R_{11}} \right)^{k_{3(11)}-1} t^{k_{4(11)}} (G + H) \mathbf{s}_{11} \quad (\text{Gl. 5.17})$$

Für den uniaxialen Fall mit  $\sigma_{22}=\sigma_{33}=0$  ergibt sich aus Gleichung 2.22 die Beziehung

$$G + H = \frac{1}{R_{11}^2} \quad (\text{Gl. 5.18})$$

Nach Einsetzen von Gleichung 5.18 in Gleichung 5.17 ergibt sich

$$\mathbf{e}_{11}^{creep} = k_{2(11)} \cdot R_{11}^{-(k_{3(11)}+1)} \cdot \mathbf{s}_{11}^{k_{3(11)}} \cdot t^{k_{4(11)}} \quad (\text{Gl. 5.19})$$

und für die anderen Komponenten

$$\mathbf{e}_{22}^{creep} = k_{2(22)} \cdot R_{22}^{-(k_{3(22)}+1)} \cdot \mathbf{s}_{22}^{k_{3(22)}} \cdot t^{k_{4(22)}} \quad (\text{Gl. 5.20})$$

$$\mathbf{e}_{12}^{creep} = \sqrt{3}^{k_{3(12)}+1} k_{2(12)} \cdot R_{12}^{-(k_{3(12)}+1)} \cdot \mathbf{s}_{12}^{k_{3(12)}} \cdot t^{k_{4(12)}} \quad (\text{Gl. 5.21})$$

In ABAQUS wird nur eine Kriechgleichung definiert. Die Konstanten dieser Kriechgleichung werden nun mit einem Kriechversuch in 1-Richtung (in Faserrichtung) an einer UD-Probe ermittelt. In diesem Fall ist der Faktor  $R_{11}$  als 1 definiert.

Da das Kriechverhalten aufgrund der Faserorientierung richtungsabhängig ist, kann diese spezielle Kriechgleichung mit dem Faktor  $R_{ij}$  an das Kriechverhalten in  $ij$ -Richtung angepasst werden. Dazu wird an einer UD-Probe in 2-Richtung (quer zur Faserrichtung) die Kriechdehnung  $\mathbf{e}_{22}^{creep}$  bestimmt. Wenn die dabei gemessene Kriechdehnung durch Gleichung 5.19 beschrieben werden soll, muss gelten:

$$\mathbf{e}_{22}^{creep} = k_{2(11)} \cdot R_{22}^{-(k_{3(11)}+1)} \cdot \mathbf{s}_{22}^{k_{3(11)}} \cdot t^{k_{4(11)}} \quad (\text{Gl. 5.22})$$

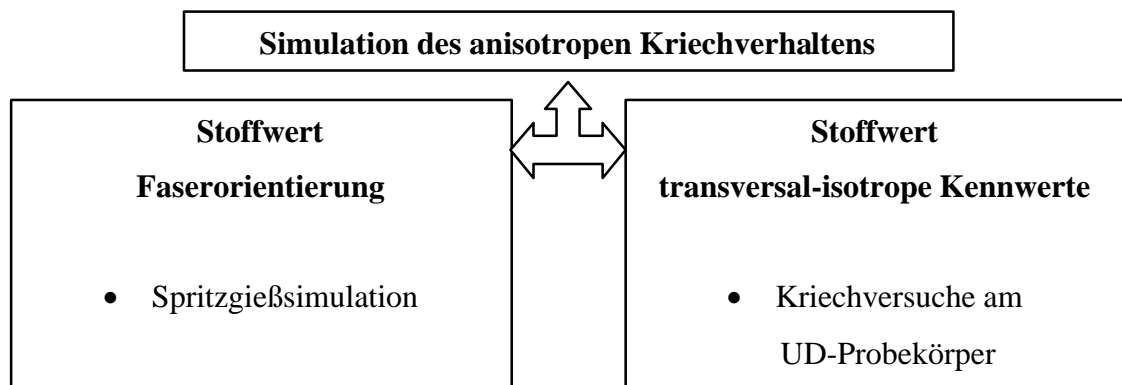
Der gesuchte Faktor  $R_{22}$  kann nun für einen bestimmten Zeitpunkt  $t$  und Spannung  $\sigma$  aus Gleichung 5.22 bestimmt werden.

$$R_{22} = \left[ \frac{k_{2(11)} \cdot \mathbf{s}_{22}^{k_{3(11)}} \cdot t^{k_{4(11)}}}{\mathbf{e}_{22}} \right]^{\frac{1}{k_{3(11)}+1}} \quad (\text{Gl. 5.23})$$

In einer analogen Vorgehensweise kann ein ähnlicher Zusammenhang für das Kriechen unter Scherbeanspruchung hergeleitet werden (Gl. 5.24). Die Kriechgleichung aus dem Zug-Kriechversuch, ermittelt an der UD-Probe in 1-Richtung, kann über den Faktor  $R_{12}$  an das Scherkriechverhalten des UD-Körpers angepasst werden.

$$R_{12} = \sqrt{3} \left[ \frac{k_{2(11)} \cdot \mathbf{s}_{12}^{k_{3(11)}} \cdot t^{k_{4(11)}}}{\mathbf{e}_{12}} \right]^{\frac{1}{k_{3(11)}+1}} \quad (\text{Gl. 5.24})$$

Als Stoffwerte für ABAQUS werden die experimentell bestimmte Kriechgleichung eines UD-Körpers in Faserrichtung  $\mathbf{e}_{11}^{UD}(t, \mathbf{s})$ , die Spannungsverhältnisse  $R_{11}$ ,  $R_{22}$  und  $R_{12}$  und die Faserorientierung implementiert (Bild 5.3).



*Bild 5.3: Benötigte Stoffwerte für eine Simulation des anisotropen Kriechverhaltens eines kurzfaserverstärkten Verbundes*

Die Kriechgleichung des UD-Körpers in Faserrichtung  $\mathbf{e}_{11}^{UD}(t, \mathbf{s})$  wird über den Befehl „\*CREEP,LAW=TIME“ implementiert (vgl. Gl. 5.9 und Bild 5.2). Wird zusätzlich der Befehl „\*POTENTIAL“ hinzugefügt, bedeutet dies für ABAQUS, dass die anisotrope Kriechsimulation mit den Spannungsverhältnissen  $R_{11}$ ,  $R_{22}$  und  $R_{12}$  durchgeführt werden soll. Ein Auszug aus dem Inputfile findet sich im Anhang 10.3.3.

## 6. Stoffwerte für die Steifigkeitssimulation

### 6.1. Faserorientierung

Die in der Literatur vorgestellten Methoden (vgl. Kap. 2.1.) zur Bestimmung der Faserorientierungen in einem Bauteil lassen sich in zwei Verfahren einteilen:

- 1) Experimentelle Bestimmung der Faserorientierungen
- 2) Simulation der Faserorientierungen mit Spritzgießsimulationsprogrammen

Diese beiden Methoden werden im Folgenden an den dargestellten Bauteilen auf ihre Brauchbarkeit und praktische Handhabung überprüft.

#### 6.1.1. Messung

Die experimentelle Bestimmung der Faserorientierungen wird an Schliffbildern durchgeführt. Es werden den Probekörpern an den zu untersuchenden Bereichen Proben entnommen und in eine Harzmasse (Epoxidharz Epofix Resin + Hardener, Struers) eingebettet. Die so fixierten und für die Schliffpräparation vorbereiteten Proben durchlaufen anschließend einen Schleif- und Poliervorgang (Tabelle 6.1).

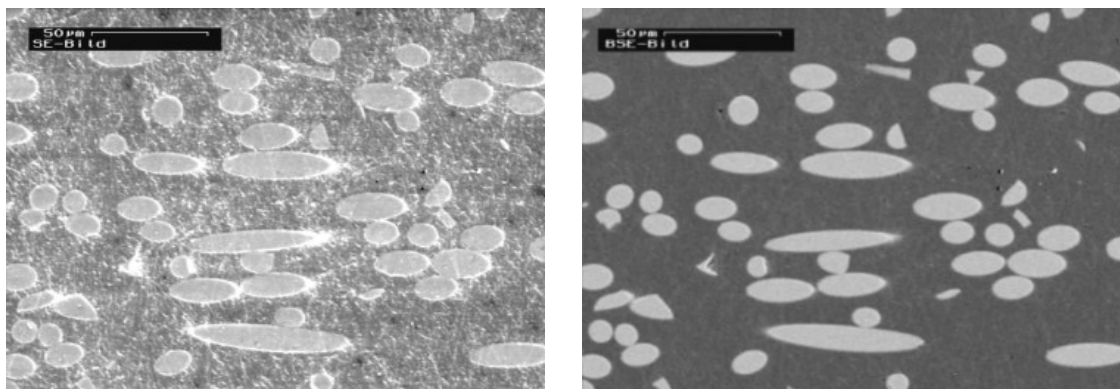
Schleifpapierkörnung	Schleifzeit [min]	Anpresskraft [N]
320	1	80
500	1	80
1000	2	80
2400	4	50
4000	6	50
Polieren: 1µm	10	50

*Tabelle 6.1: Parameter des Schleif- und Poliervorgangs (Drehzahl des Schleiftellers 150 U/min)*

Durch diese Präparation werden die Fasern an der Schlifffläche als Ellipsen sichtbar; aus dem Achsenverhältnis und der Orientierung der Ellipsen lassen sich die Orientierungskomponenten des Orientierungstensors bestimmen.

Die Anschnittwahrscheinlichkeiten werden mit der Gewichtungsfunktion nach *Fischer* und *Eyrer* berücksichtigt. In diese Gewichtungsfunktion geht neben dem Faserdurchmesser auch die mittlere Faserlänge ein. Der Faserdurchmesser ist direkt aus der Faserorientierungsmessung zugänglich. Zur Analyse der Faserlänge wird an dem zu untersuchenden Bereich ein Teil der Probe bei einem definierten Temperaturprogramm im Ofen verascht. Die zurückgebliebenen Glasfasern werden anschließend in ein Siebpaket mit unterschiedlichen Fraktionen getrennt, gewogen und mittels einer Dispergierlösung auf Objektträger aufgebracht. An diesen werden mit einem Makroskop Typ SZH der Fa. Olympus mit einer CCD-Kamera die Fasern vermessen, indem das Analysesystem OPTIMAS der Fa. Media Cybernetics die Anfangs- und Endkoordinaten jeder Faser bestimmt.

Eine wesentliche Voraussetzung für die Bestimmung von Faserorientierungen aus Schliffbildern ist ein ausreichender Kontrast zwischen Faser und Matrix. Die in der Literatur vorgestellten Methoden, den Kontrast zu verbessern (vgl. Kap. 2.1.1.), führten bei den untersuchten Materialien zu keiner Verbesserung. Die folgenden Untersuchungen wurden an einem Rasterelektronenmikroskop (REM) der Fa. Zeiss durchgeführt. An dem zur Verfügung stehenden REM sind zwei bildgebende Verfahren möglich. Zum einen der Topographiekontrast (SE-Bild) und zum anderen der Ordnungszahlkontrast (BSE-Bild). Da Kunststoffe überwiegend aus Kohlenstoff bestehen (Ordnungszahl 6) und Glas als wesentlichen Bestandteil Silizium (Ordnungszahl 14) enthält, können mit dem Ordnungszahlkontrast ausreichend kontrastierte Bilder aufgenommen werden. Bild 6.1 zeigt den Unterschied zwischen einer Aufnahme mit Topographiekontrast und einer mit Ordnungszahlkontrast.



*Bild 6.1: SE- und BSE-Bild der Faserellipsen im Schliffbild*

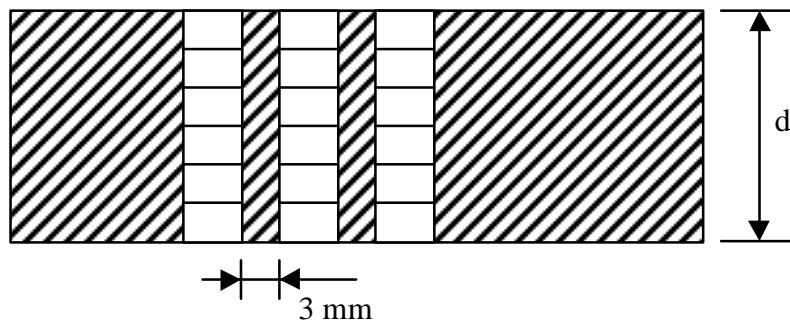


Bild 6.2: Rasterung der Querschnittsflächen

An jeder untersuchten Position wurde dreifach über die Querschnittsfläche gerastert (Bild 6.2) und aus diesen Daten eine mittlere Faserorientierung berechnet.

Zur Auswertung der Schliffbilder wird das Analysesystem OPTIMAS verwendet. In einem ersten Schritt wird das Graubild in ein Binärbild umgewandelt. Nachdem aus dem Binärbild kleinere Fehlobjekte entfernt sind, werden die Ellipsen automatisch vermessen. Hierzu steht eine mathematische Funktion zur Verfügung, welche um die Ellipsen eine Ellipsengleichung anfitet. Dies hat gegenüber einer reinen Längen-zu-Breiten-Vermessung den Vorteil, dass kleine Faserausbrüche nicht zu fehlerhaften Auswertungen führen (Bild 6.3).

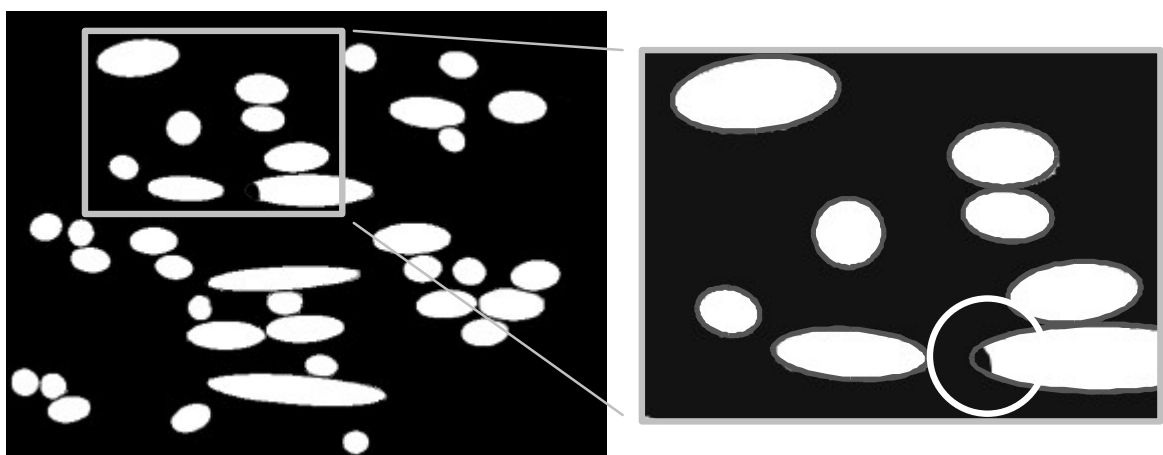


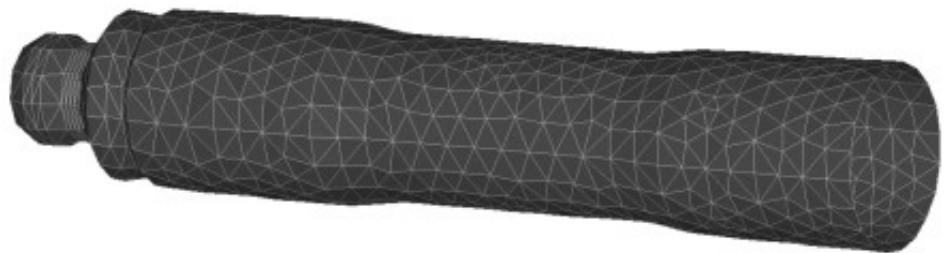
Bild 6.3: Umwandlung des Graubildes in ein Binärbild; Bildbearbeitung und anschließender Ellipsenfit



### 6.1.2. Simulation

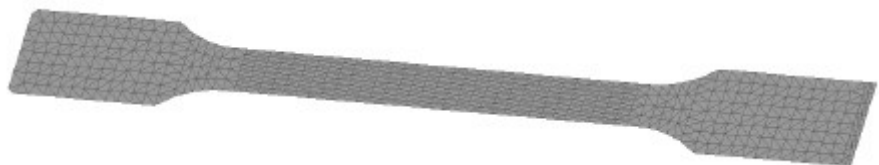
Eine im Vergleich zum experimentellen Aufwand zeitsparendere Möglichkeit ist die Berechnung der Faserorientierungen mit Hilfe von Spritzgießsimulationsprogrammen. Die Orientierungen werden mit den Simulationsprogrammen MOLDFLOW, CADMOULD und C-MOLD berechnet. Für die Simulationen werden, wie in Kapitel 2.2. beschrieben, verschiedene Stoffwerte benötigt. Da eine Simulation nur so gut wie ihre Stoffwerte sein kann, ist besondere Sorgfalt bei der Auswahl der Stoffwertquellen angebracht. Für die wenigsten Materialien findet sich eine vollständige Stoffwertedatenbank. Das bedeutet, dass in den meisten Fällen mit Stoffwerten ähnlicher Materialien gerechnet und nur selten eine aufwendige Bestimmung der Stoffwerte durchgeführt wird. Für die beiden untersuchten Materialien PBT-GF30 und PA66-GF25 wurden die Stoffwerte experimentell bestimmt, diese sind im Anhang 10.4. aufgeführt. Die Bauteile wurden mit folgenden Netzgeometrien abgebildet. Die Netze wurden mit dem Präprozessor des Spritzgießsimulationsprogramms CADMOULD generiert (Bild 6.4 bis Bild 6.6).

808 Knoten  
1606 Elemente



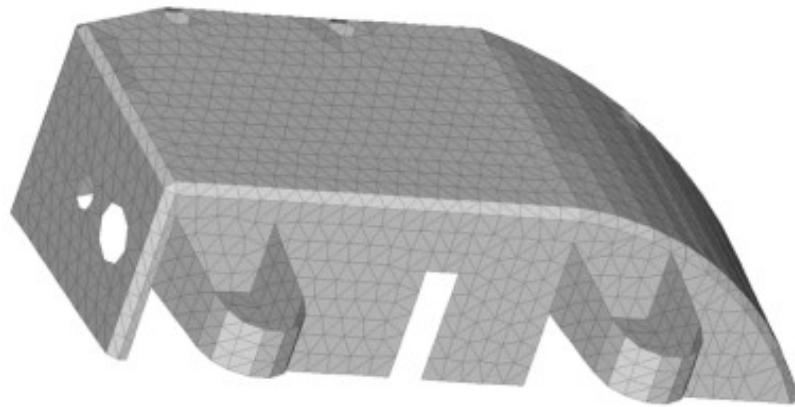
*Bild 6.4: Netzgeometrien des Rohrkörpers*

623 Knoten  
1048 Elemente



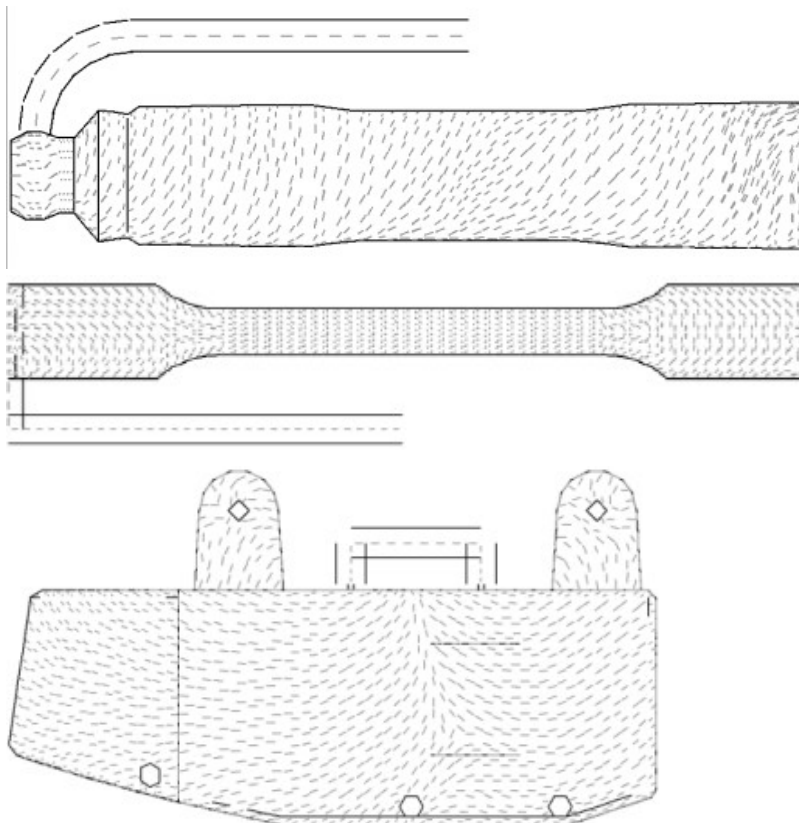
*Bild 6.5: Netzgeometrien des Schulterstabes*

1536 Knoten  
2889 Elemente



*Bild 6.6: Netzgeometrien der Elektronik-Abdeckung*

Alle Modelle wurden dem Simulationsprogramm gemäß als Schalenmodell mit Dreieckselementen generiert. Die Simulationen in MOLDFLOW wurden mit 22 Schichten, die Simulationen in CADMOULD mit 20 Schichten und in C-MOLD mit 16 Schichten durchgeführt. Die Simulationsprogramme erlauben eine Visualisierung der Faserorientierungen (Bild 6.7). Diese Orientierungsdaten liegen als lokale Orientierungsdaten vor und müssen in ein globales Koordinatensystem transformiert werden, um sie mit experimentell ermittelten Faserorientierungen vergleichen zu können.



*Bild 6.7: Visualisierung der Faserorientierungen an den untersuchten Bauteilen*

Bei den folgenden Faserorientierungsdiagrammen ist der Übersichtlichkeit halber nur die Tensorgröße  $a_{11}$  aufgetragen. In den experimentellen Untersuchungen wurde die Tensorkomponente  $a_{22}$  annähernd zu Null bestimmt. Die Tensorkomponente  $a_{33}$  kann dann gemäß Gleichung 2.1 berechnet werden.

### 6.1.3. Faserorientierung des Rohrkörpers

An den Rohrkörpern wurden an drei Bereichen die Faserorientierungen bestimmt (Bild 6.8). Hierbei sollte berücksichtigt werden, ob ein Unterschied in den Orientierungen experimentell ermittelbar ist und diese durch die Simulation bestätigt werden. Untersucht wurde ein angussnaher, ein mittlerer und ein angussferner Bereich.

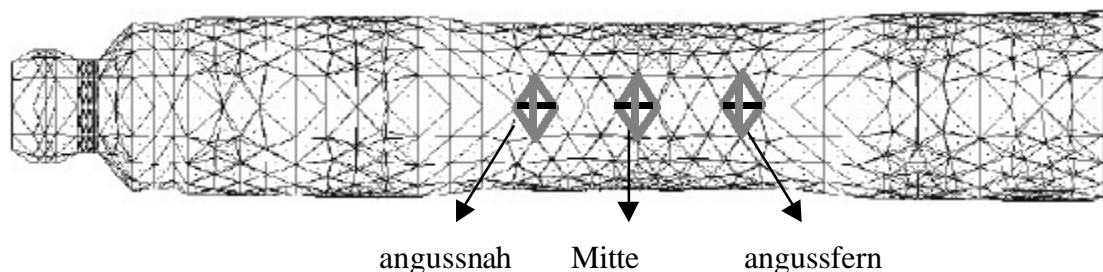


Bild 6.8: Untersuchte Bereiche am Rohrkörper

Die Faserorientierungen unterscheiden sich in den drei Bereichen für beide Materialien nur gering. Aus diesem Grund wird im Folgenden nur der Mittelbereich dargestellt und diskutiert. Die Faserorientierungen der Bereiche angussnah und angussfern sind im Anhang 10.5.1. dargestellt.

Die Faserlängenanalyse im Mittelbereich des Rohres aus PBT-GF30 ergibt eine mittlere volumengewichtete Faserlänge von 346  $\mu\text{m}$  (Bild 6.9). Der Faserdurchmesser beträgt 10  $\mu\text{m}$ .

Die Faserorientierung stellt sich entsprechend den Angaben aus der Literatur [15] dar (Bild 6.10), die angibt, dass bei einem Rohrkörper eine Mittelschicht existiert und an den Rändern eine geringe Umorientierung stattfindet.

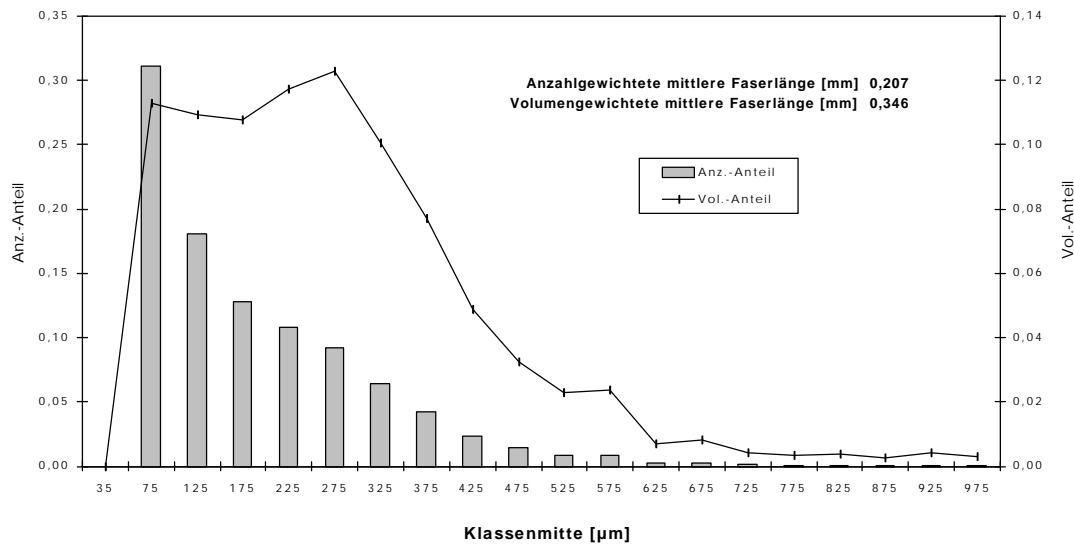


Bild 6.9: Faserlängenverteilung für den Mittelbereich des Rohrkörpers aus PBT-GF30

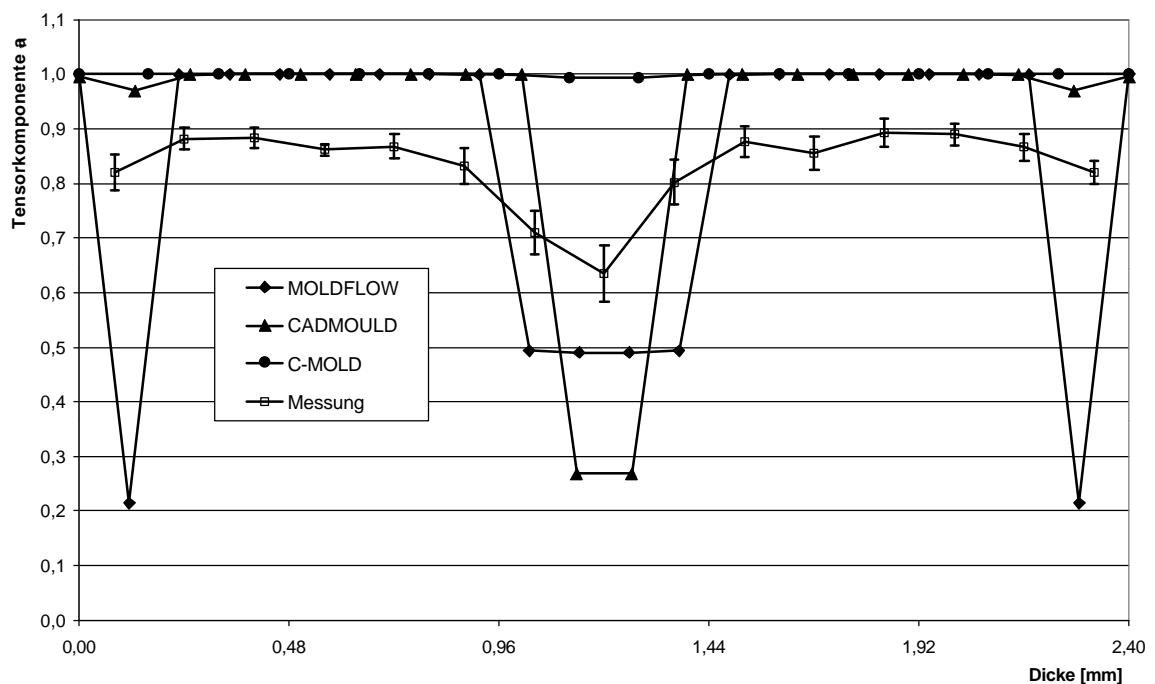


Bild 6.10: Vergleich der Faserorientierungen am Rohrkörper aus PBT-GF30

Die Simulationsprogramme geben diese Orientierungen nur sehr unbefriedigend wieder: Von MOLDFLOW wird zwar die Mittelschicht gut dargestellt, es stellt aber den Randbereich zu stark orientiert dar. Bei CADMOULD findet eine Überinterpretation der Mittelschicht statt, während die Randschicht gut simuliert wird. C-MOLD simuliert keine ausgeprägten Schichten und gibt die Faserorientierung schlecht wieder.

Beim Mittelteil des Rohrkörpers aus PA66-GF25 wird aus der Faserlängenanalyse eine mittlere volumengewichtete Faserlänge von 352  $\mu\text{m}$  ermittelt (Bild 6.11). Der Faserdurchmesser beträgt 11  $\mu\text{m}$ .

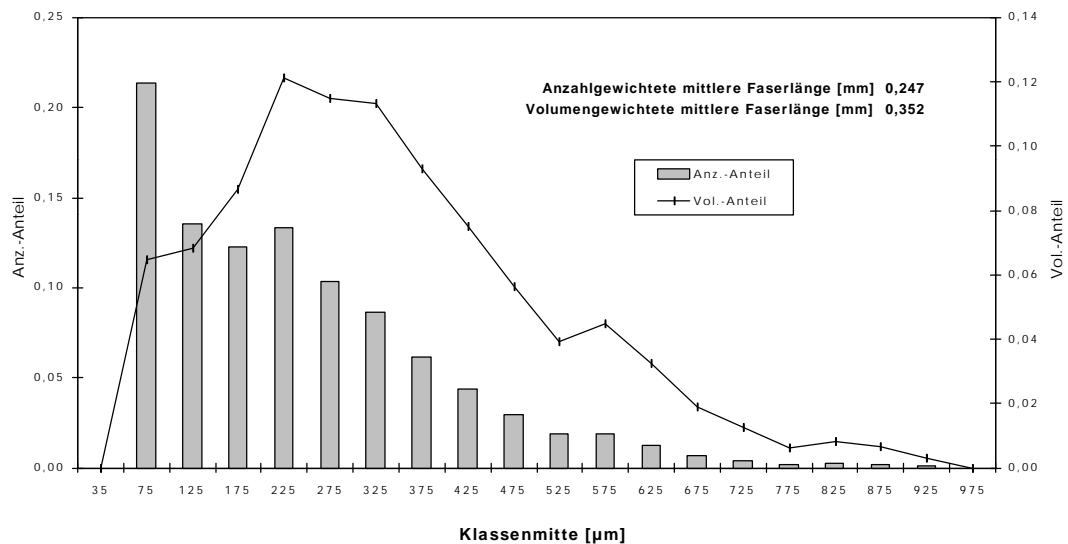


Bild 6.11: Faserlängenverteilung für den Mittelbereich des Rohrkörpers aus PA66-GF25

Die experimentell bestimmten Faserorientierungen des Rohres aus PA66-GF25 (Bild 6.12) zeigen ähnliche Orientierungen wie der Rohrkörper aus PBT-GF30.

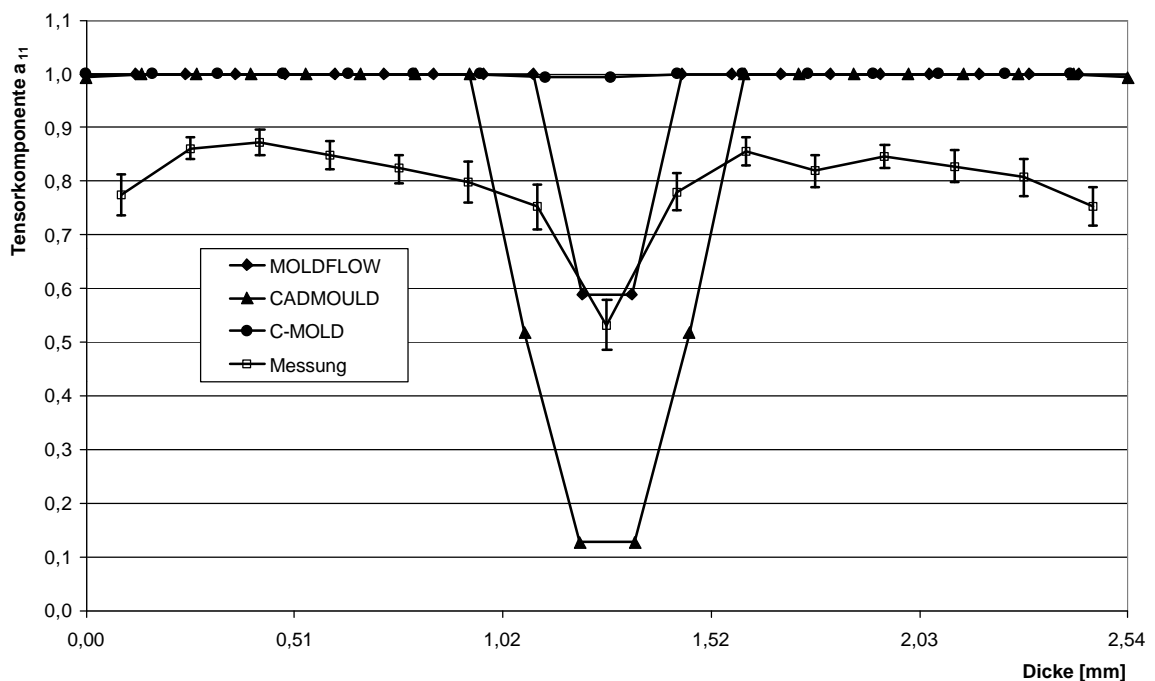


Bild 6.12: Vergleich der Faserorientierungen am Rohrkörper aus PA66-GF25

Die besseren Ergebnisse werden mit MOLDFLOW simuliert. CADMOULD orientiert die Mittelschicht zu stark und C-MOLD zeigt keine Orientierungsänderung über der Rohrdicke. Die Randschicht wird von keinem Programm dargestellt.

Die Faserorientierungen der Rohrkörper aus den Materialien PBT-GF30 und PA66-GF25 werden von MOLDFLOW ansatzweise wiedergegeben. CADMOULD simuliert die Mittelschicht zu dick, während C-MOLD keine Mittelschicht darstellen konnte.

#### 6.1.4. Faserorientierung des Schulterstabes

Am Schulterstab wurden die Faserorientierungen auch in den Bereichen angussnah, Mitte und angussfern ermittelt (Bild 6.13) und mit simulierten Faserorientierungen der Programme MOLDFLOW und CADMOULD verglichen.

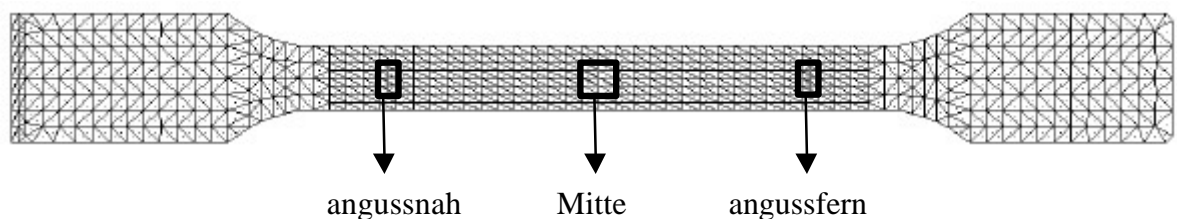


Bild 6.13: Untersuchte Bereiche am Schulterstab

Die Faserorientierungen unterscheiden sich in den drei Bereichen für beide Materialien nur gering. Im Folgenden wird nur die Faserorientierung des Mittelbereiches dargestellt. Die Faserorientierungen der Bereiche angussnah und angussfern sind im Anhang 10.5.2. aufgeführt.

Die volumengewichtete mittlere Faserlänge des Mittelteils aus PBT-GF30 bestimmt sich aus der Faserlängenanalyse (Bild 6.12) zu 288  $\mu\text{m}$ . Die Faserdicke beträgt 10  $\mu\text{m}$ . Die kürzeren Glasfasern im Vergleich zum Rohrkörper lassen sich durch die höheren Einspritzgeschwindigkeiten erklären (Tabelle 3.4), wodurch es zu verstärktem Faserbruch kommt. Die gemessenen Faserorientierungen (Bild 6.15) entsprechen den Angaben aus der Literatur [15], die vorgibt, dass bei einem stabförmigen Probekörper keine ausgeprägte Mittelschicht existiert.

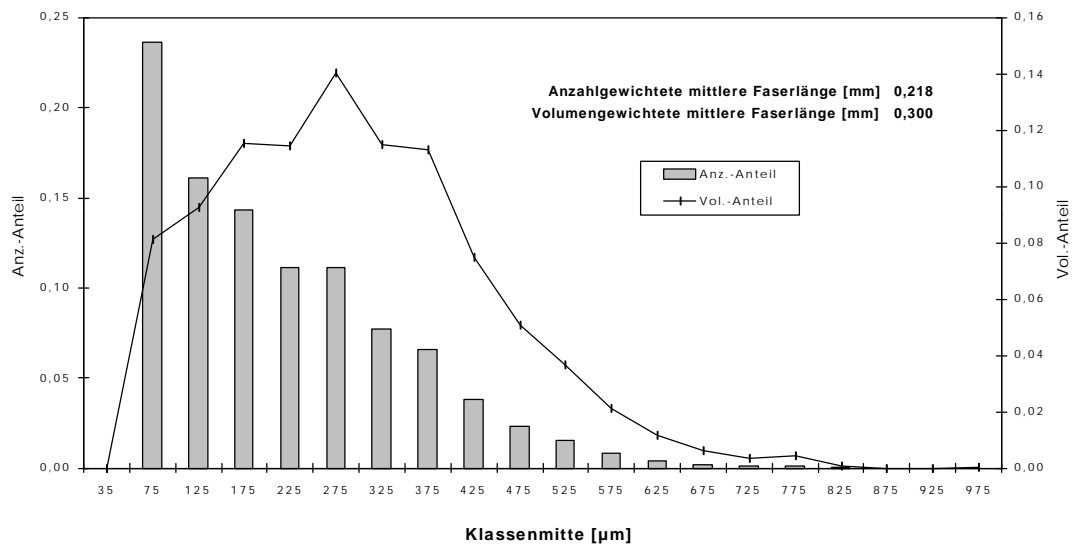


Bild 6.14: Faserlängenverteilung für den Mittelbereich des Schulterstabes aus PBT-GF30

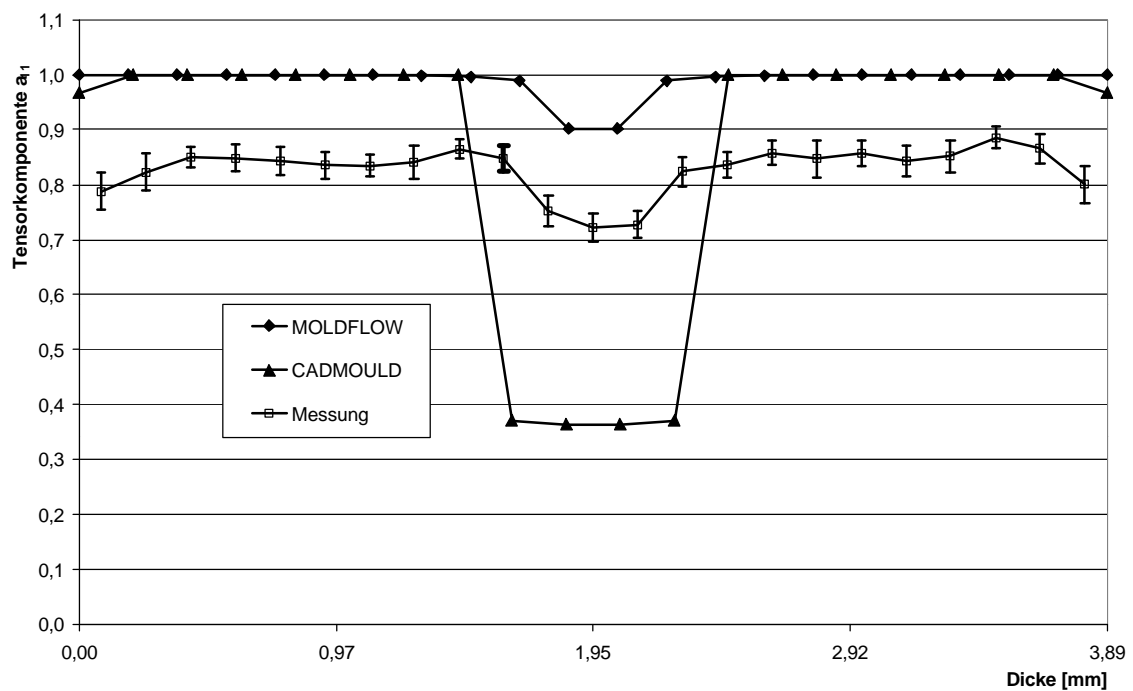


Bild 6.15: Vergleich der Faserorientierungen am Schulterstab aus PBT-GF30

Bei den experimentell ermittelten Faserorientierungen ist ansatzweise die Bildung einer Mittelschicht bzw. die von Randschichten zu erkennen. Die schwache Mittelschichtbildung wird von MOLDFLOW befriedigend wiedergegeben und von CADMOULD überdimensioniert. Die Randschichten werden nur von CADMOULD vorhergesagt.

Die volumengewichtete mittlere Faserlänge des Schulterstab-Mittelteils aus PA66-GF25 beträgt 332  $\mu\text{m}$  (Bild 6.16). Die Faserdicke beträgt 11  $\mu\text{m}$ .

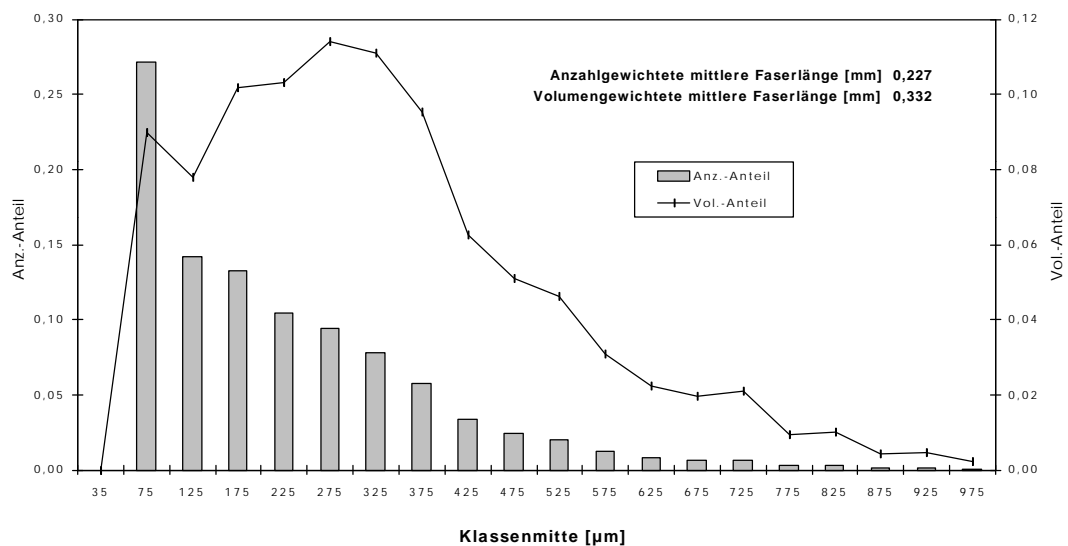


Bild 6.16: Faserlängenverteilung für den Mittelbereich des Schulterstabes aus PA66-GF25

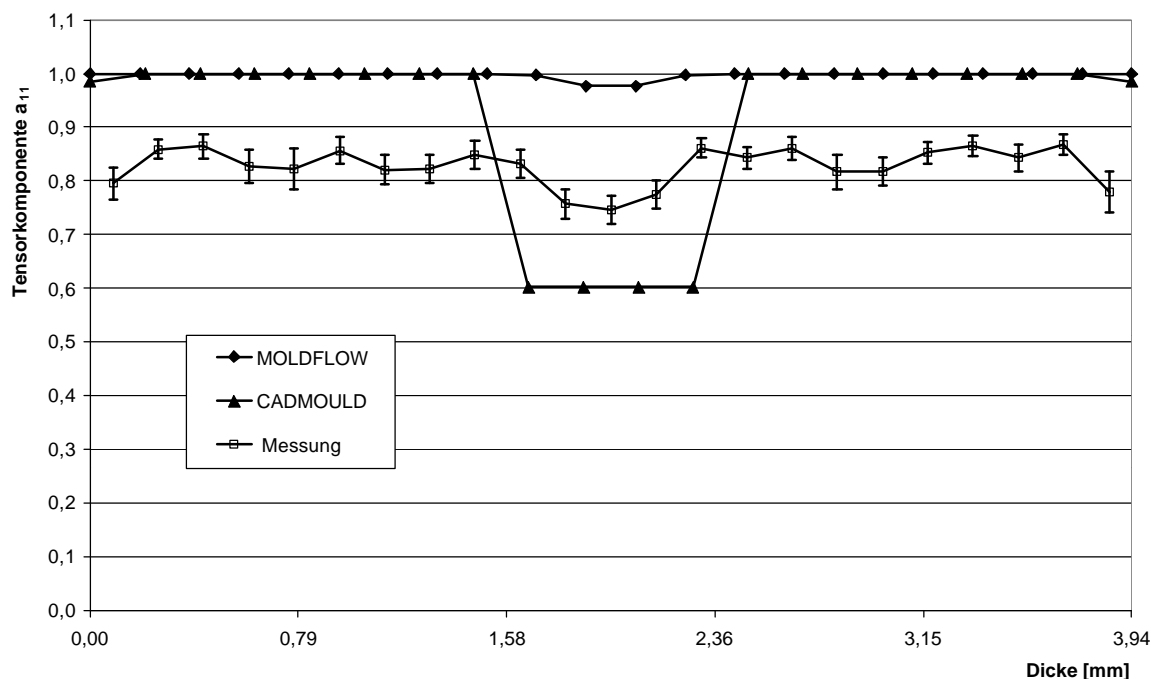


Bild 6.17: Vergleich der Faserorientierungen am Schulterstab aus PA66-GF25

Auch beim PA66-GF25 ist die Bildung einer Mittelschicht bzw. die von Randschichten zu erkennen. Die Mittelschicht wird von MOLDFLOW befriedigend wiedergegeben, wohingegen CADMOULD die Mittelschicht zu dick simuliert. Die Randschicht wird nur von



CADMOULD simuliert. Die Simulationen der beiden Schulterstäbe zeigen, dass es möglich ist, die Faserorientierungen wirklichkeitsnah abzubilden. MOLDFLOW zeigt befriedigende Simulationen, während von CADMOULD die Mittelschichten zu stark ausgeprägt berechnet werden.

#### 6.1.5. Faserorientierung der Elektronik-Abdeckung

Die Beschreibung der Faserorientierungen der Elektronik-Abdeckung aus dem Material PBT-GF30 wurde an zwei Bereichen exemplarisch untersucht (Bild 6.18). Die Schnitte verlaufen jeweils senkrecht zur simulierten Fließrichtung.

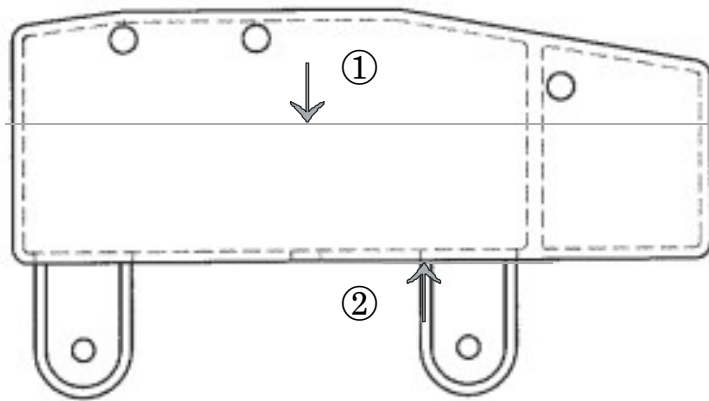


Bild 6.18: Elektronik-Abdeckung mit Darstellung der Mess-Stellen

Da beim Veraschen der einzelnen Abdeckungssegmente keine verwertbaren Fasermengen gewonnen werden konnten, wird für die gesamte Abdeckung eine volumengewichtete mittlere Faserlänge von 350  $\mu\text{m}$  (Mittelwert von Rohr und Schulterstab) und eine Faserdicke von 10  $\mu\text{m}$  angenommen.

An der Oberseite der Abdeckung (Position 1) ergeben die Messungen der Faserorientierungen eine über die Bauteildicke sehr unsymmetrische Orientierung (Bild 6.19). Die Randschichten sind entlang der Fließrichtung orientiert und es findet ein fließender Übergang zur quer orientierten Mittelschicht statt. Die beiden Simulationsprogramme - MOLDFLOW und CADMOULD - können diese Faserorientierungen nicht wiedergeben. Zwar wird eine Mittelschicht mit den gleichen Orientierungen simuliert, den fließenden Übergang zu den Randschichten können die Programme allerdings nicht darstellen.

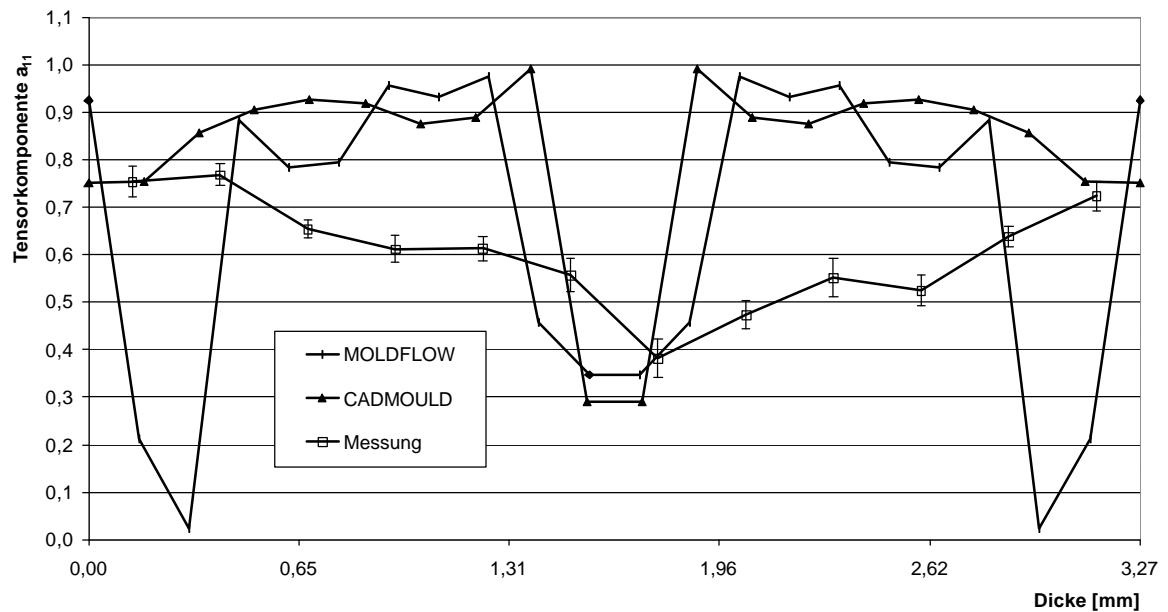


Bild 6.19: Vergleich der Faserorientierungen an Position 1 der Elektronik-Abdeckung aus PBT-GF30

Die gemessenen Faserorientierungen an Position 2 des Bauteils aus PBT-GF30 zeigen eine Mittelschicht und leicht orientierte Randschichten (Bild 6.20). MOLDFLOW kann diese Orientierung ausreichend wiedergeben, wenn man von der zu stark dargestellten Randschicht absieht. Die Faserorientierungen von CADMOULD lassen sich in keiner Weise nachvollziehen. Die Faserorientierungen des Bauteils zeigen, dass die Programme bei komplizierten Strukturen keine verwertbaren Ergebnisse liefern.

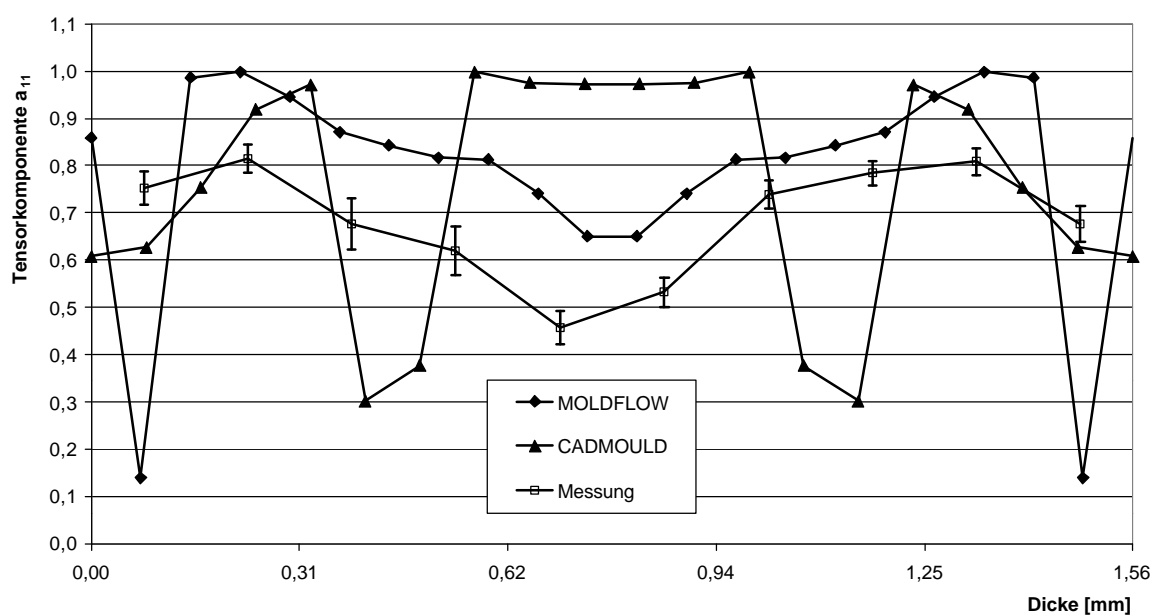


Bild 6.20: Vergleich der Faserorientierungen an Position 2 der Elektronik-Abdeckung aus PBT-GF30

### 6.1.6. Fehlerquellen

Bei der experimentellen Bestimmung der Faserorientierungen ist zu erkennen, dass keine Orientierung von 1, also Unidirektionalität, zu erreichen ist. Dies liegt sowohl an den nicht ganz in Fließrichtung liegenden Fasern als auch an der schwierigen Probenpräparation. Selbst bei einem unidirektional orientierten Körper kann mit der zur Verfügung stehenden Methode nur eine Tensorkomponente von maximal 0,9 bestimmt werden.

Die Spritzgießsimulationsprogramme können aufgrund der Netzgeometrie nur ebene Probleme beschreiben. Dies hat zur Folge, dass die Fasern immer in der Schalenebene liegen müssen. Eine simulierte Orientierung aus der Ebene heraus ist nicht möglich. Ein weiterer Fehler aller drei Programme ist, dass die Programme von einem symmetrischen Aufbau der Schichten ausgehen. Simuliert wird nur von einer Randseite bis zur Mittelschicht, die dann als Spiegelachse benutzt wird. Dies hat zur Folge, dass unterschiedliche Temperatureinflüsse von der Werkzeugwand unberücksichtigt bleiben. Sowohl beim Rohrkörper als auch bei der Elektronik-Abdeckung wird der Temperaturunterschied durch eine unsymmetrische Faserorientierung deutlich, da diese Bauteile durch ihre an der Außenseite größeren Oberflächen dort auch wesentlich leichter abkühlen als in ihrer Innenseite.

MOLDFLOW berechnet bessere Ergebnisse als CADMOULD. Die Ursache liegt wahrscheinlich darin, dass CADMOULD bei seinen Berechnungen von Vereinfachungen ausgeht, die den realen Verarbeitungsprozess nur ungenügend widerspiegeln. Besonders die fehlende Berücksichtigung der Faser-Faser-Interaktion (vgl. Kap. 2.1.2.) führt zu Fehlern, die bei hohen Faserkonzentrationen in der Schmelze zu erheblichen Abweichungen bei der Bestimmung der Faserausrichtung führen. Dies wird vor allem an den von CADMOULD überdimensionierten Mittelschichten deutlich.

## 6.2. Materialeigenschaften für den ebenen Spannungszustand

Zur Bestimmung der transversal-isotropen Materialkennwerte stehen zwei Möglichkeiten zur Verfügung. Einerseits ist es möglich, diese Kennwerte mit mikromechanischen Werkstoffmodellen zu berechnen, andererseits können die Kennwerte experimentell an einem UD-Probekörper ermittelt werden.

### 6.2.1. Der Ansatz nach Halpin-Tsai

Aus den verschiedenen in der Literatur beschriebenen Ansätzen (vgl. Kap. 2.3.1.) wurde der Ansatz nach Halpin-Tsai zur Beschreibung eines transversal-isotropen glasfaserverstärkten Thermoplasten ausgewählt. In der folgenden Tabelle 6.2 werden die Eingangsgrößen und deren Quellen für die beiden untersuchten Materialien PBT-GF30 und PA66-GF25 dargestellt. Aus diesen Eingangsgrößen werden die transversal-isotropen Kennwerte für den ebenen Spannungszustand berechnet.

Kennwerte	PBT-GF30	PA66-GF25	Quelle
E-Matrix [MPa]	2700	2698	Zugversuch nach DIN-EN-ISO 527-1
E-Faser [MPa]	73000	73000	[19]
$n_{12}$ -Matrix	0,35	0,35	[19]
$n_{12}$ -Faser	0,22	0,22	[10]
Faserlänge [mm]	350	350	Aus Bild 6.9 und 6.11
Faserdicke [mm]	10	11	Aus Faserorientierungsmessung
Volumenanteil	0,185	0,132	[19]

Tabelle 6.2: Eingangsgrößen für den Ansatz nach Halpin-Tsai

Anhand der Parameterstudie aus Kapitel 2.3.1. [53, 67] wird deutlich, dass sowohl der Matrixmodul als auch die Fasergeometrie verschiedene Einflüsse auf die Genauigkeit der Ergebnisse haben.

Der E-Modul der Matrix wurde experimentell an einem unverstärkten Schulterstab aus PBT und PA66 ermittelt. Als Material wurde eine dem reinen Matrixmaterial des faserverstärkten Thermoplasten (PBT = Ultradur B5400 und PA = Ultramid A3W, Fa. BASF)

ähnliche Type ausgesucht. Das Matrixmaterial ist im Allgemeinen nicht zugänglich und die zugefügten Schichten sowie weitere Additive bleiben unberücksichtigt.

Die vier Kennwerte, berechnet nach Halpin-Tsai (Tabelle 6.3), können nur eine erste Abschätzung der Materialeigenschaften liefern. Die Vereinfachungen, die diesem Ansatz zu Grunde liegen, wie ideale Faser-Matrix-Haftung, keine Faser-Faser-Interaktionen und keine gegenseitige Berücksichtigung von Spannungsfeldern, sollten den Verbund zu steif abbilden.

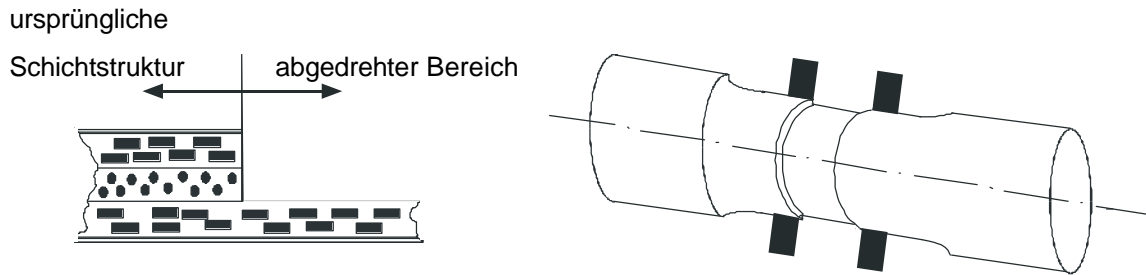
Kennwerte	PBT-GF30	PA66-GF25
$E_{11}$ [MPa]	12710	9370
$E_{22}$ [MPa]	4310	3780
$G_{12}$ [MPa]	1420	1280
$\nu_{21}$	0,33	0,33

*Tabelle 6.3: Transversal-isotrope Kennwerte für den ebenen Spannungszustand  
berechnet nach Halpin-Tsai*

Eine Größe, die oft zur Bewertung der Anisotropie herangezogen wird, ist der Orthotropiegrad. Er berechnet sich aus dem Verhältnis von  $E_{11}$  zu  $E_{22}$ . Ein unidirektional orientierter Probekörper aus PBT-GF30 besitzt nach Halpin-Tsai einen Orthotropiegrad von 3, einer aus PA66-GF25 einen Orthotropiegrad von 2,5.

### 6.2.2. Experimentelle Bestimmung

Zur Überprüfung der berechneten Kennwerte wurden die Materialeigenschaften eines UD-Verbundes experimentell erfasst. Es wurde das gemessene Orientierungsprofil aus Bild 6.10 (für PBT-GF30) bzw. aus Bild 6.12 (für PA66-GF25) zunächst dazu genutzt, einen weitgehend homogenen, d.h. unidirektional orientierten Probekörper herzustellen. Es werden die Schichten mit anderen Orientierungen durch spanendes Bearbeiten entfernt (Bild 6.21). Man erhält schließlich eine Rohrprobe mit verringerter Wandstärke und weitgehend unidirektional orientierten Fasern.



*Bild 6.21: Herstellung eines unidirektional orientierten Probekörpers mit transversal-isotropem Materialverhalten*

Prinzipiell ist davon auszugehen, dass die spanende Bearbeitung der Oberflächen durch freigelegte Fasern und Rauigkeiten die Festigkeiten der Proben beeinflusst. Der Einfluss der spanenden Bearbeitung von PA66 wurde in [108] untersucht. Werden danach geeignete Zerspanparameter gewählt, so bleiben diese Einflüsse relativ gering, obwohl die Oberflächenrauigkeit im Verhältnis zum ursprünglichen Spritzgussbauteil zunimmt. Die interessanten Deformationen oder Steifigkeiten sind keine Oberflächeneigenschaften, sondern bestimmen sich aus dem Volumen des Körpers. Sie werden daher von Rauigkeiten an der Oberfläche nicht beeinflusst. An den so erhaltenen Probekörpern mit unidirektionaler Orientierung über dem Querschnitt wurden die elastischen und viskoelastischen Steifigkeitseigenschaften bestimmt. Bei den Ergebnissen darf nicht vernachlässigt werden, dass die UD-Probekörper keine vollständige Unidirektionalität aufweisen, was zu einem weicheren Werkstoffverhalten als bei vollständiger Unidirektionalität führt.

### 6.2.3. Elastische Materialeigenschaften

Die elastischen Kennwerte wurden aus Kurzzeitkriechversuchen bestimmt ( $t=100$  s). Die Ergebnisse (Tabelle 6.4) wurden aus mindestens fünf Versuchen gemittelt. Der Orthotropiegrad bestimmt sich danach beim PBT-GF30 zu 3,2.

Kennwert		Fehler
$E_{11}$ [MPa]	10540	+/- 180
$E_{22}$ [MPa]	3300	+/- 100
$G_{12}$ [MPa]	1800	+/- 160
$V_{21}$	0,38	+/- 0,04

*Tabelle 6.4: Elastische Eigenschaften des UD-Rohrkörpers aus PBT-GF30*

Die elastischen Eigenschaften des UD-Probekörpers aus PA66-GF25 zeigen ähnliche Ergebnisse (Tabelle 6.5) wie der UD-Probekörper aus PBT-GF30. Die Kennwerte wurden in Kurzzeit-Kriechversuchen ( $t=100$  s) bestimmt und aus mindestens fünf Versuchen gemittelt. Der Orthotropiegrad berechnete sich beim PA66-GF25 zu 3,1.

Kennwert	Wert	Fehler
$E_{11}$ [MPa]	6930	+/- 110
$E_{22}$ [MPa]	2210	+/- 80
$G_{12}$ [MPa]	1240	+/- 50
$V_{21}$	0,42	+/- 0,09

Tabelle 6.5: Elastische Eigenschaften des UD-Rohrkörpers aus PA66-GF25

Die elastischen Kennwerte der UD-Probekörper aus PBT-GF30 und PA66-GF25 zeigen deutliche Unterschiede zu den nach Halpin-Tsai berechneten Kennwerten (Bild 6.22).

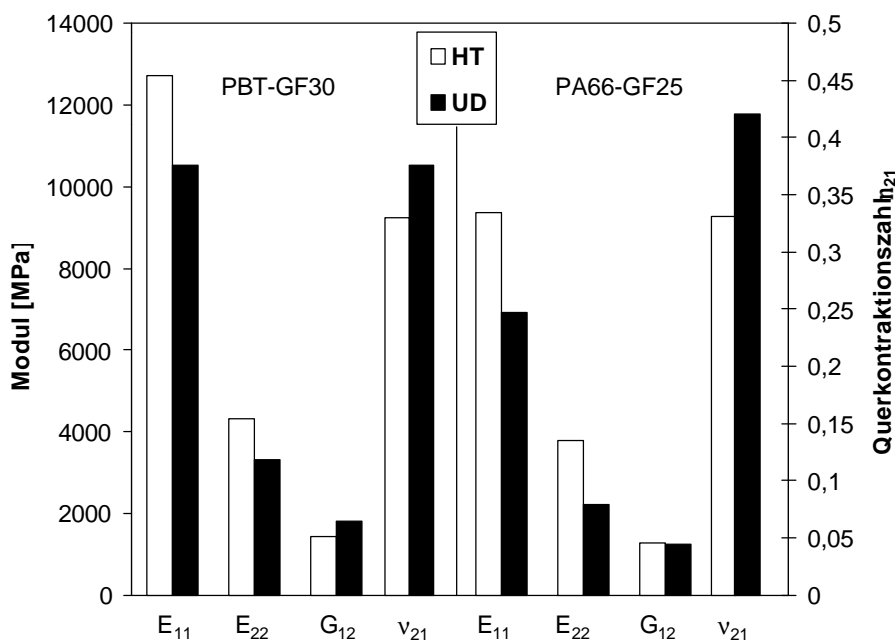
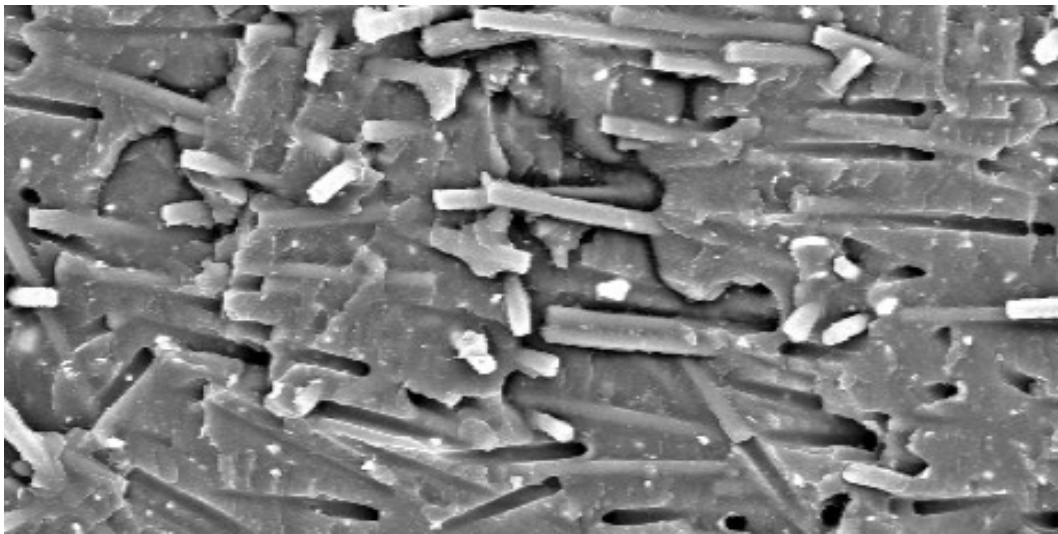


Bild 6.22: Vergleich der transversal-isotropen Kennwerte

Die E-Moduln in 1- und 2-Richtung werden nach Halpin-Tsai höher bestimmt als die experimentell ermittelten Kennwerte. Die Annahme von idealer Faser-Matrix-Haftung, die diesem Ansatz zugrunde liegt, wird durch die Bruchfläche einer Rohrprobe aus PBT-GF30 (Bild 6.23) widerlegt. Die Bruchfläche zeigt deutlich, dass Fasern aus der Matrix herausgelöst sind und an den Fasern kein Polymer haften bleibt.



*Bild 6.23: Bruchfläche eines Rohres aus PBT-GF30 mit schlechter Faser-Matrix-Haftung*

Der Schubmodul wird beim UD-Körper aus PBT-GF30 höher bestimmt als berechnet und beim PA66-GF25 ist kein Unterschied zwischen den Kennwerten festzustellen. Die Querkontraktionszahlen zeigen, dass nach Halpin-Tsai das Material eine größere Kompressibilität besitzen sollte als experimentell an den UD-Körpern bestimmt.

In den folgenden Diagrammen (Bild 6.24 bis 6.37) sind die Kriecheigenschaften des UD-Verbundes aus PBT-GF30 und PA66-GF25 dargestellt. Zur Beschreibung des Kriechverhaltens wurde Gleichung 4.1 verwendet.

#### **6.2.4. Kriechverhalten des UD-Körpers aus PBT-GF30**

Das Kriechverhalten eines UD-Körpers aus PBT-GF30 unter Zugbeanspruchung (Bild 6.24) zeigt bereits bei kurzen Zeiten und kleinen Beanspruchungen ein nichtlineares Werkstoffverhalten (Bild 6.25). Der Ansatz (Gl. 4.1) beschreibt das Kriechverhalten mit einem Bestimmtheitsmaß von  $R^2=0,99$ . Die Ansatzparameter sind in Tabelle 6.6 aufgeführt.



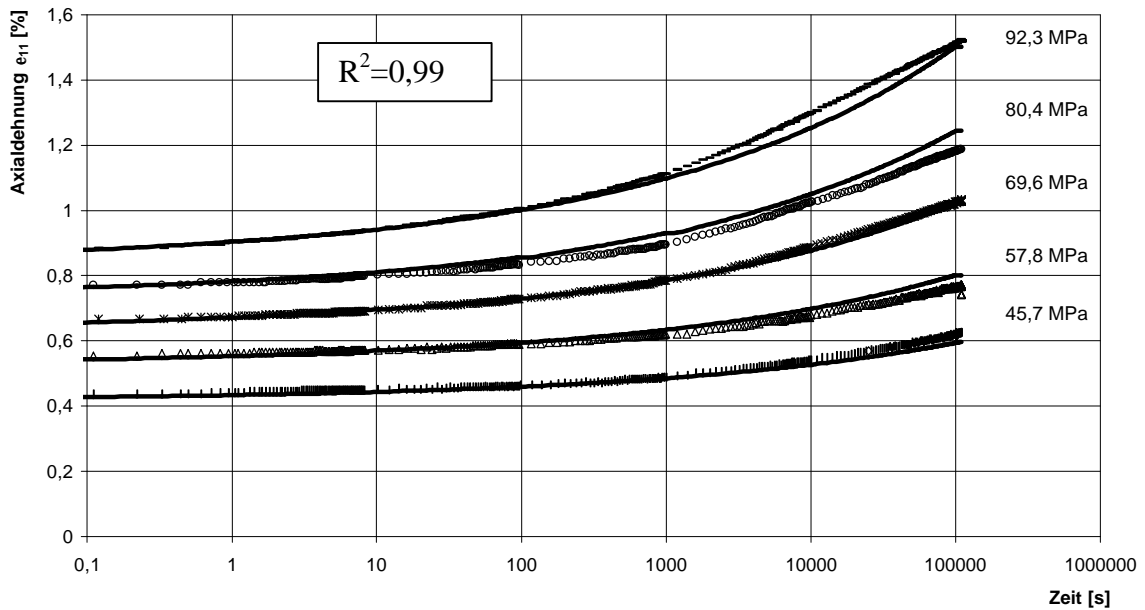


Bild 6.24: Kriechverhalten eines UD-Körpers aus PBT-GF30 unter Zugbeanspruchung

$k_1: 9,49e-5$	$k_2: 1,40e-7$	$k_3: 1,85$	$k_4: 2,07e-1$
----------------	----------------	-------------	----------------

Tabelle 6.6: Ansatzparameter für Kriechverhalten eines UD-Körpers aus PBT-GF30 unter Zugbeanspruchung

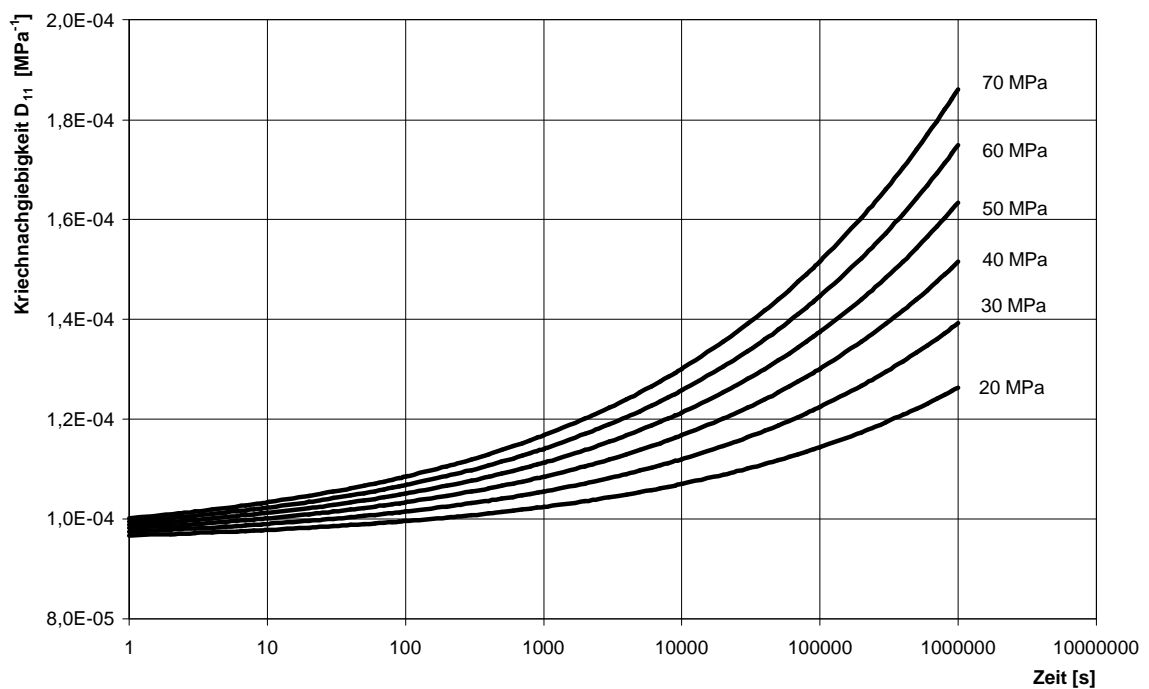


Bild 6.25: Kriechnachgiebigkeit eines UD-Körpers aus PBT-GF30 unter Zugbeanspruchung

Das Scher-Kriechverhalten eines UD-Körpers aus PBT-GF30 (Bild 6.26) lässt sich sehr gut mit dem Ansatz (Gl. 4.1) beschreiben ( $R^2=0,99$ , Ansatzparameter in Tabelle 6.7).

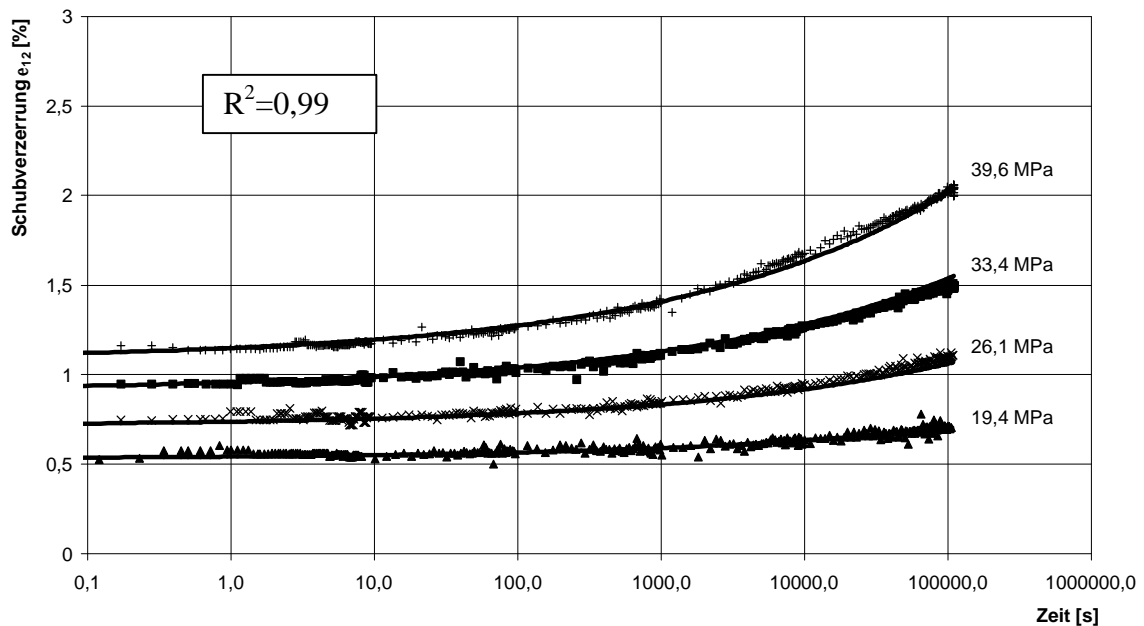


Bild 6.26: Kriechverhalten eines UD-Körpers aus PBT-GF30 unter Scherbeanspruchung

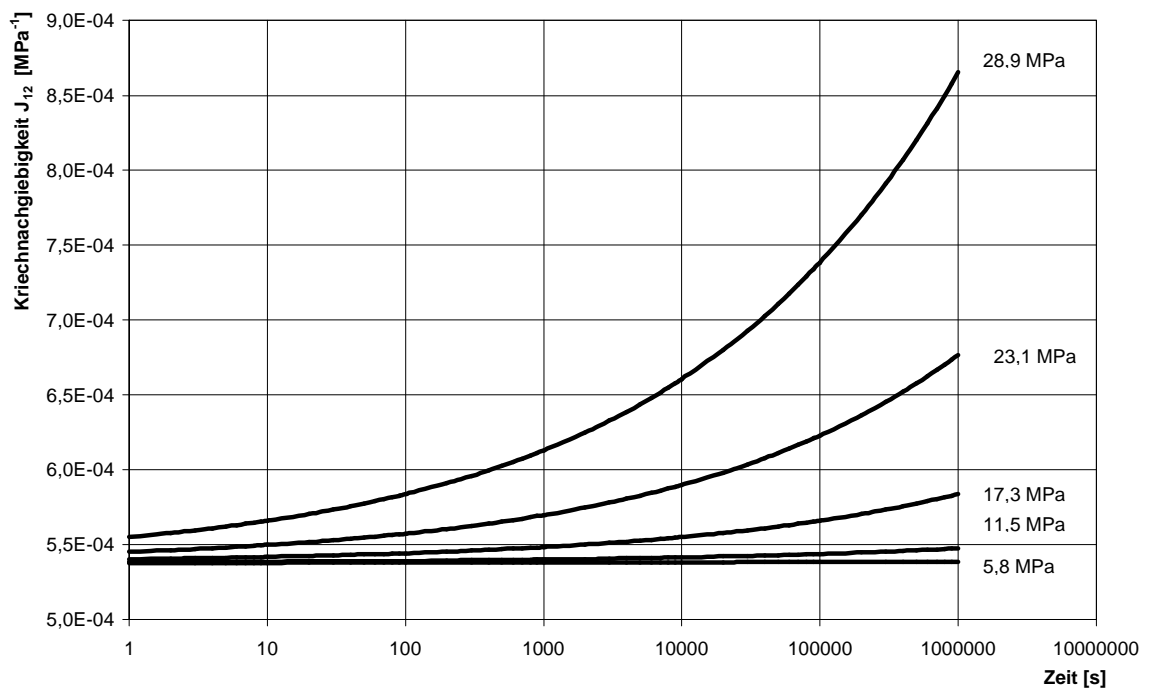


Bild 6.27: Kriechnachgiebigkeit eines UD-Körpers aus PBT-GF30 unter Scherbeanspruchung

$k_1$ : 2,69e-4	$k_2$ : 2,20e-11	$k_3$ : 4,83	$k_4$ : 2,13e-1
-----------------	------------------	--------------	-----------------

Tabelle 6.7: Ansatzparameter für Kriechverhalten eines UD-Körpers aus PBT-GF30 unter Scherbeanspruchung

Bereits bei kurzen Zeiten und kleinen Beanspruchungen zeigt der UD-Körper nichtlineares Kriechverhalten (Bild 6.27).

Unter Innendruckbelastung ist das Kriechverhalten in 2-Richtung experimentell zugänglich (Bild 6.28). Die Tangentialdehnungen lassen sich mit einem Bestimmtheitsmaß von 0,87 nur ausreichend beschreiben. Die Ansatzparameter sind in Tabelle 6.8 dargestellt. Die Kriechnachgiebigkeiten zeigen mit zunehmenden Spannungen und steigenden Zeiten nichtlineares Werkstoffverhalten (Bild 6.29).

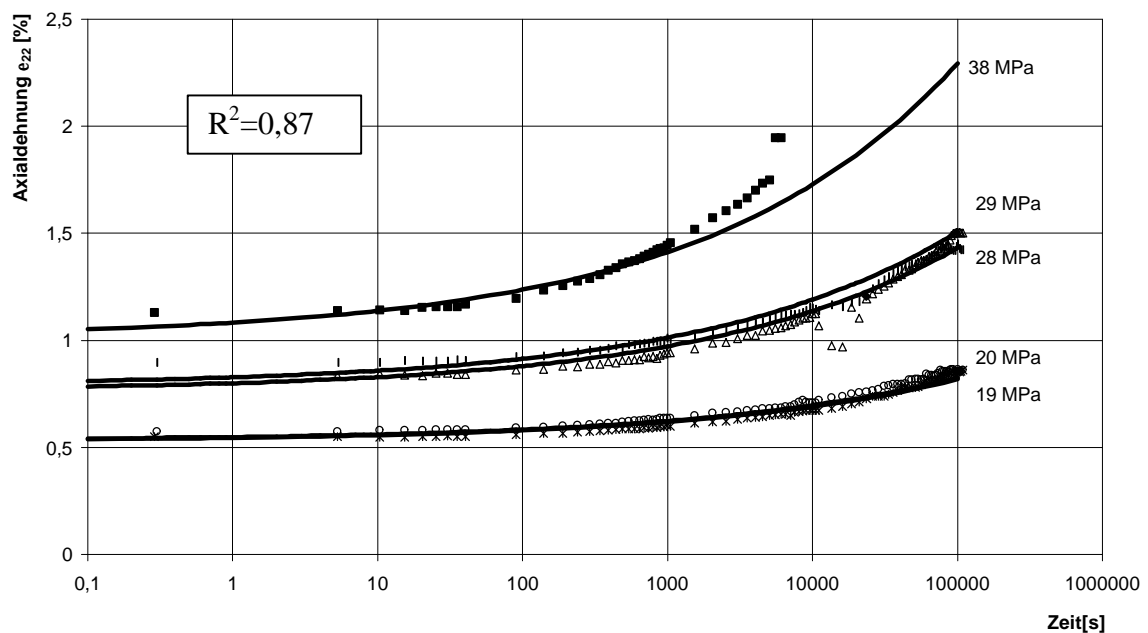


Bild 6.28: Kriechverhalten eines UD-Körpers aus PBT-GF30 unter Innendruckbeanspruchung

$k_1$ : 3,03e-4	$k_2$ : 3,07e-6	$k_3$ : 2,30	$k_4$ : 2,53e-1
-----------------	-----------------	--------------	-----------------

Tabelle 6.8: Ansatzparameter für Kriechverhalten eines UD-Körpers aus PBT-GF30 unter Innendruckbeanspruchung

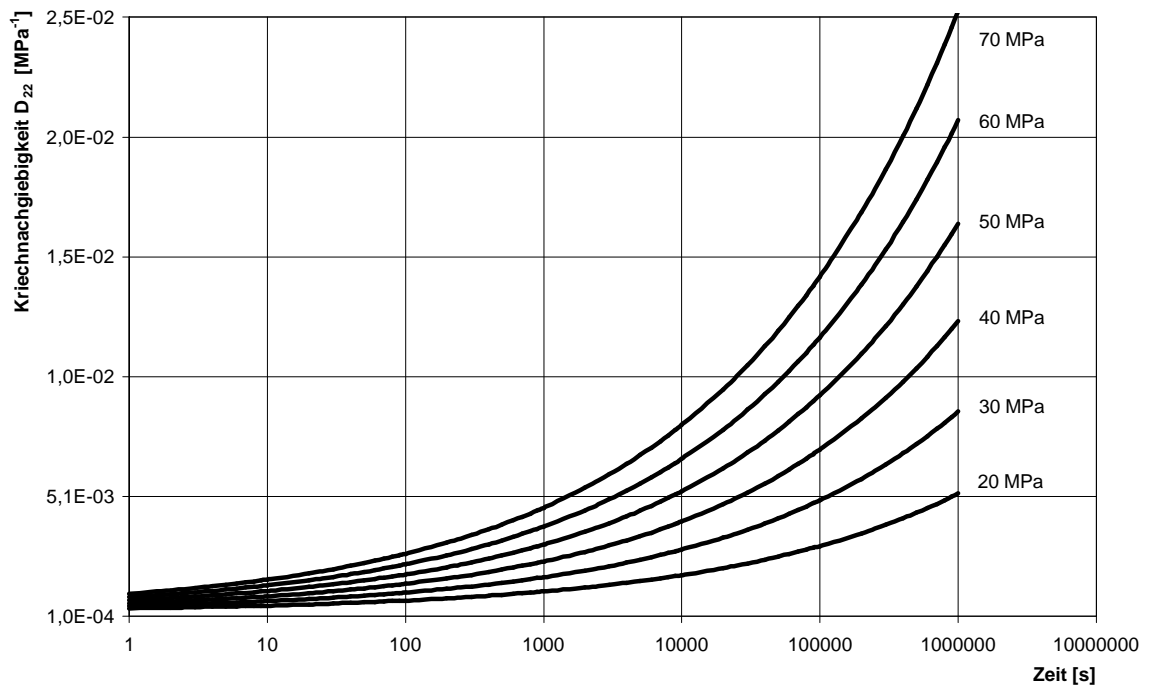


Bild 6.29: Kriechnachgiebigkeit eines UD-Körpers aus PBT-GF30 unter Innendruckbeanspruchung

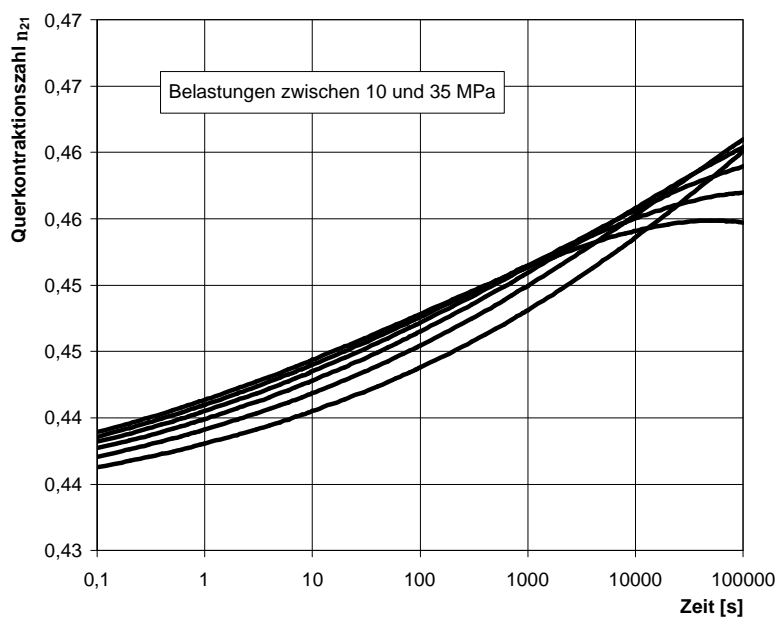


Bild 6.30: Kriech-Querkontraktionszahl eines UD-Körpers aus PBT-GF30

Die Kriech-Querkontraktionszahl  $v_{21}$  eines UD-Körpers aus PBT-GF30 (Bild 6.30) nimmt mit zunehmender Zeit zu.

In folgender Abbildung (Bild 6.31) sind die ermittelten Kriechkurven des UD-Körpers für PBT-GF30 gegenübergestellt.

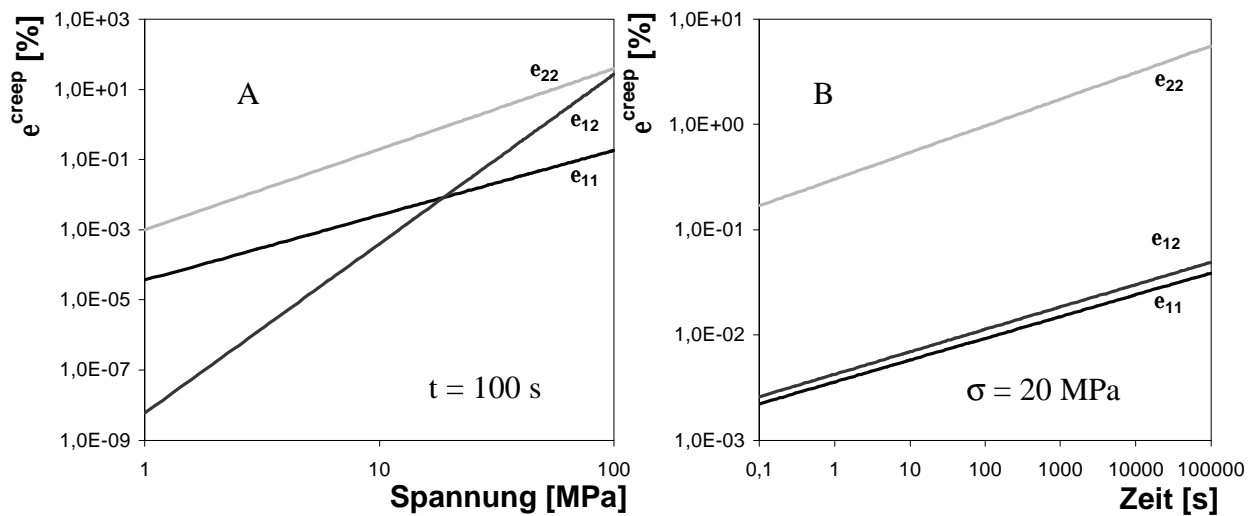


Bild 6.31: Vergleich des Kriechverhaltens eines UD-Probekörpers aus PBT-GF30

Während der Einfluss der Zeit (Bild 6.31 B) in den Richtungen nahezu der gleiche ist ( $k_4 \approx 0,2$ ), zeigen die Kriechkurven sehr unterschiedliche Spannungsabhängigkeiten (Bild 6.31 A). Die Kriechdehnung quer zur Faserorientierung ( $k_3 = 2,3$ ) besitzt eine höhere Spannungsabhängigkeit als in Faserrichtung ( $k_3 = 1,85$ ). Die größte Spannungsabhängigkeit besitzt die Kriechkurve unter Scherbeanspruchung ( $k_3 = 4,83$ ).

#### 6.2.5. Kriechverhalten des UD-Körpers aus PA66-GF25

Das Kriechverhalten eines UD-Körpers aus PA66-GF25 unter Zugbeanspruchung (Bild 6.32) zeigt bei kurzen Zeiten und kleinen Spannungen nichtlineares Kriechverhalten (Bild 6.33). Das Kriechverhalten lässt sich mit einem Bestimmtheitsmaß von  $R^2=0,94$  gut beschreiben, die Ansatzparameter sind in Tabelle 6.9 dargestellt.

$k_1: 1,08e-4$	$k_2: 1,67e-5$	$k_3: 1,19$	$k_4: 9,03e-2$
----------------	----------------	-------------	----------------

Tabelle 6.9: Ansatzparameter für Kriechverhalten eines UD-Körpers aus PA66-GF25 unter Zugbeanspruchung

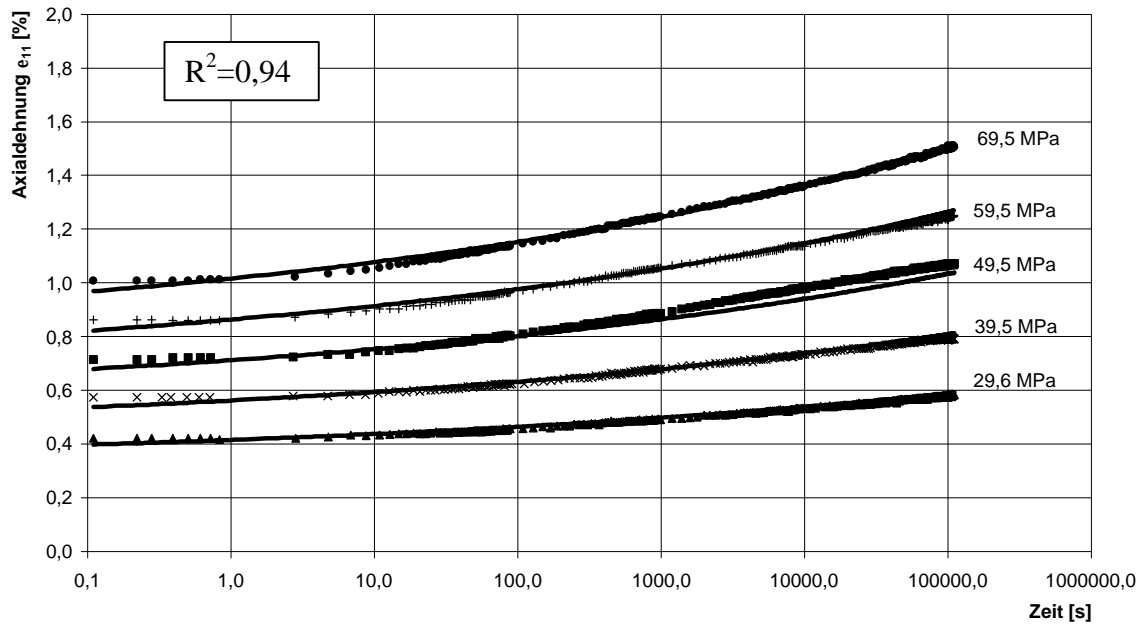


Bild 6.32: Kriechverhalten eines UD-Körpers aus PA66-GF25 unter Zugbeanspruchung

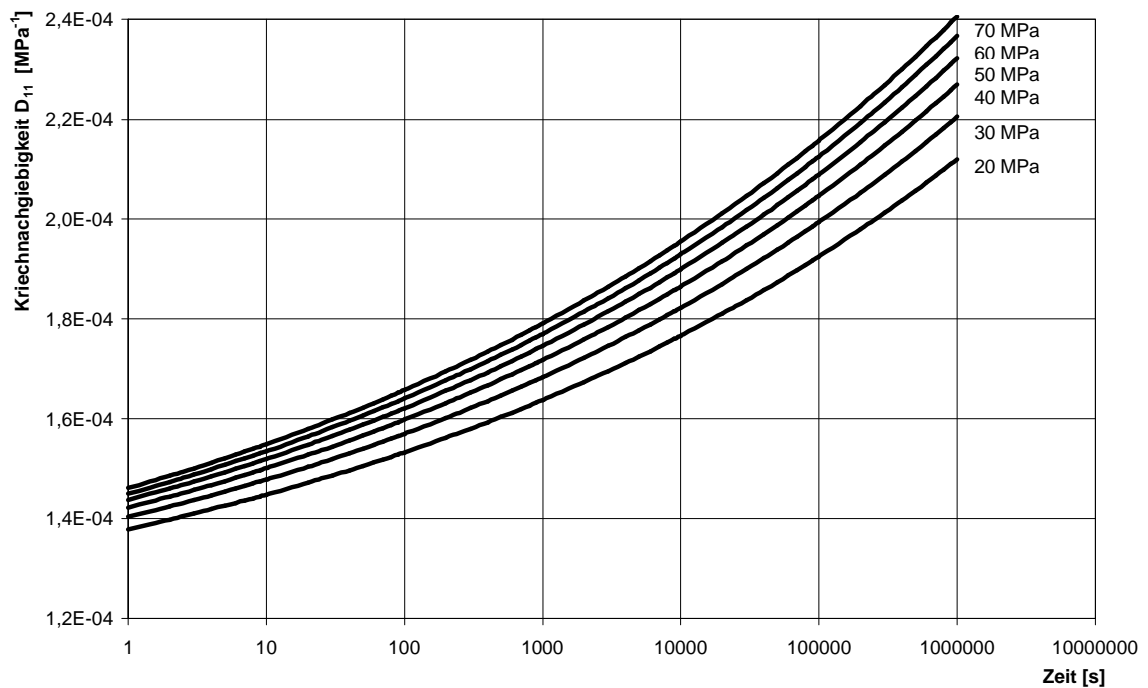


Bild 6.33: Kriechnachgiebigkeit eines UD-Körpers aus PA66-GF25 unter Zugbeanspruchung

Unter Scherbeanspruchung zeigt das Kriechverhalten eines UD-Körpers aus PA66-GF25, dass die Kriechkurven in halblogarithmischer Auftragung mit zunehmenden Spannungen einen Wendepunkt zeigen (Bild 6.34). Dieses Kriechverhalten kann mit einem Bestimmtheitsmaß von  $R^2=0,95$  beschrieben werden. Die Kriechparameter zeigt Tabelle 6.10, die Kriechnachgiebigkeiten sind in Bild 6.35 dargestellt.

$k_1: 4,40\text{e-}4$	$k_2: 4,73\text{e-}7$	$k_3: 1,95$	$k_4: 3,66\text{e-}1$
-----------------------	-----------------------	-------------	-----------------------

Tabelle 6.10: Ansatzparameter für Kriechverhalten eines UD-Körpers aus PA66-GF25 unter Scherbeanspruchung

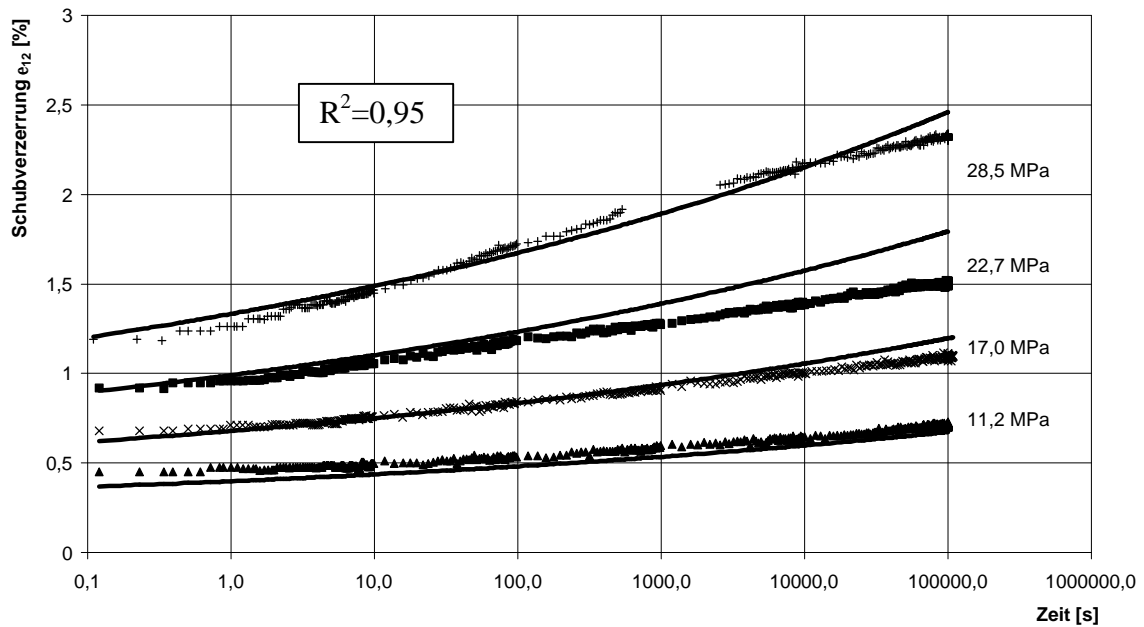


Bild 6.34: Kriechverhalten eines UD-Körpers aus PA66-GF25 unter Scherbeanspruchung

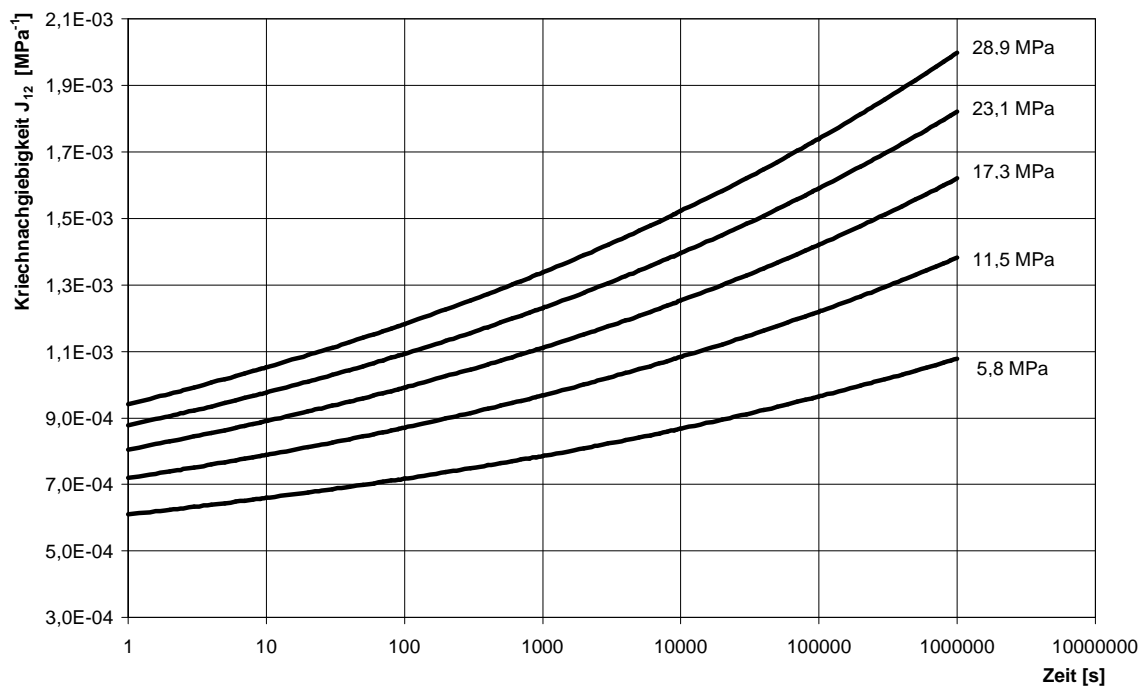


Bild 6.35: Kriechnachgiebigkeit eines UD-Körpers aus PA66-GF25 unter Scherbeanspruchung

Unter Innendruckbelastung lässt sich ein UD-Körper aus PA66-GF25 mit einem Bestimmtheitsmaß von  $R^2=0,99$  beschreiben (Bild 6.36). Die Ansatzparameter zeigt Tabelle 6.11. Die Kriechnachgiebigkeiten sind in Bild 6.37 dargestellt.

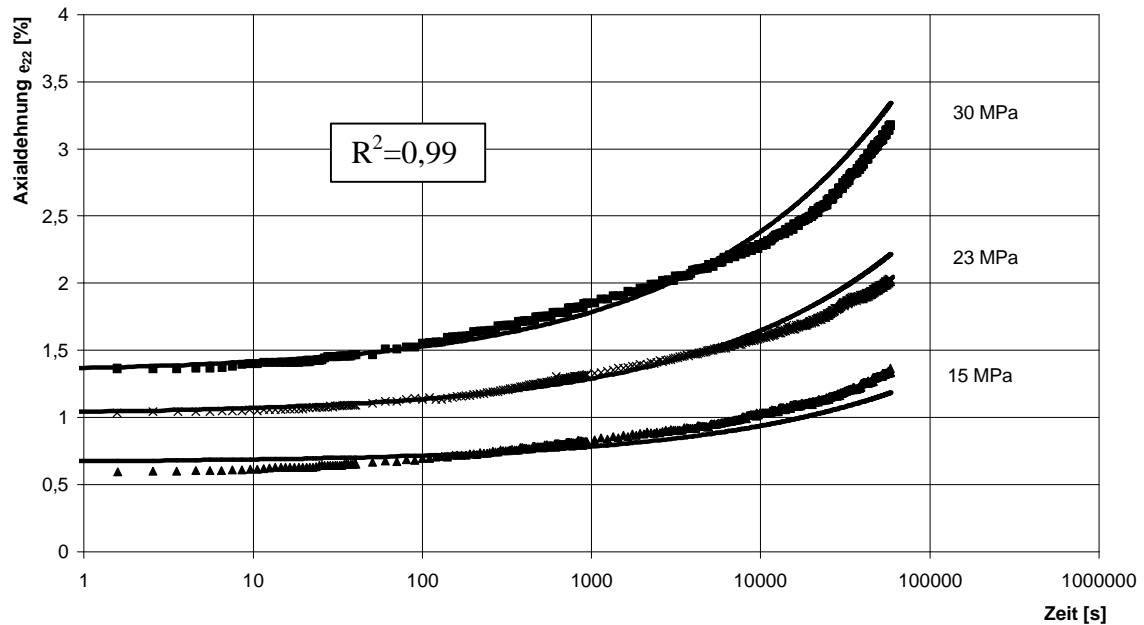


Bild 6.36: Kriechverhalten eines UD-Körpers aus PA66-GF25 unter Innendruckbeanspruchung

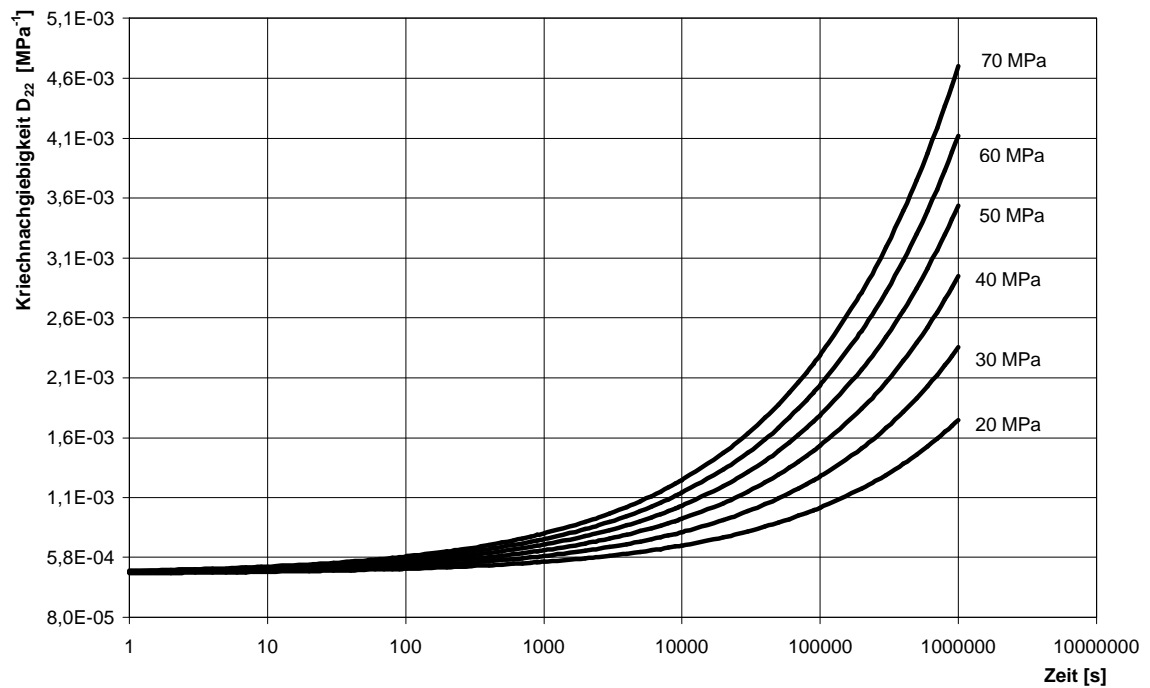
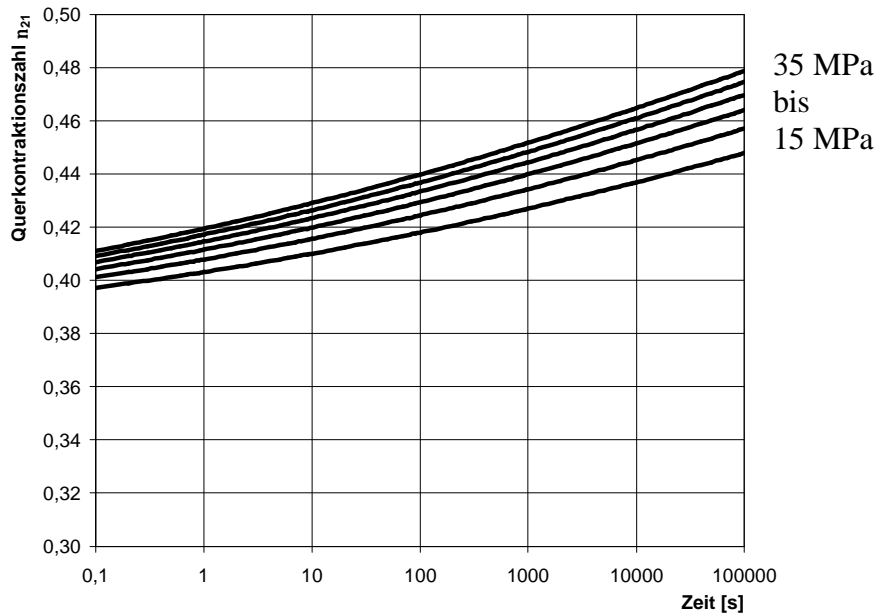


Bild 6.37: Kriechnachgiebigkeit eines UD-Körpers aus PA66-GF25 unter Innendruckbeanspruchung



$k_1: 1,73\text{e-}4$	$k_2: 5,40\text{e-}5$	$k_3: 1,50$	$k_4: 7,39\text{e-}2$
-----------------------	-----------------------	-------------	-----------------------

*Tabelle 6.11: Ansatzparameter für Kriechverhalten eines UD-Körpers aus PA66-GF25 unter Innendruckbeanspruchung*



*Bild 6.38: Kriech-Querkontraktionszahl eines UD-Körpers aus PA66-GF25*

Die Kriech-Querkontraktionszahl  $v_{21}$  eines UD-Körpers aus PA66-GF25 nimmt mit zunehmender Zeit und steigenden Spannungen zu (Bild 6.38).

Die Kriechgleichungen  $\epsilon_{11}$ ,  $\epsilon_{22}$  und  $\epsilon_{12}$  sind in der folgenden Abbildung (Bild 6.39) für den UD-Probekörper aus PA66-GF25 gegenübergestellt.

Die Kriechkurven zeigen unterschiedliche Spannungsabhängigkeiten (Bild 6.39 A). Die Kriechdehnung quer zur Faserorientierung ( $k_3 = 1,5$ ) besitzt eine höhere Spannungsabhängigkeit als in Faserrichtung ( $k_3 = 1,2$ ). Die größte Spannungsabhängigkeit besitzt die Kriechkurve unter Scherbeanspruchung ( $k_3 = 1,95$ ). Der Einfluss der Zeit (Bild 6.39 B) in der 1- und 2-Richtung ist nahezu identisch ( $k_4 \approx 0,08$ ). Die Kriechkurve unter Scherbeanspruchung zeigt eine weitaus höhere Zeitabhängigkeit  $k_4 = 0,37$ .

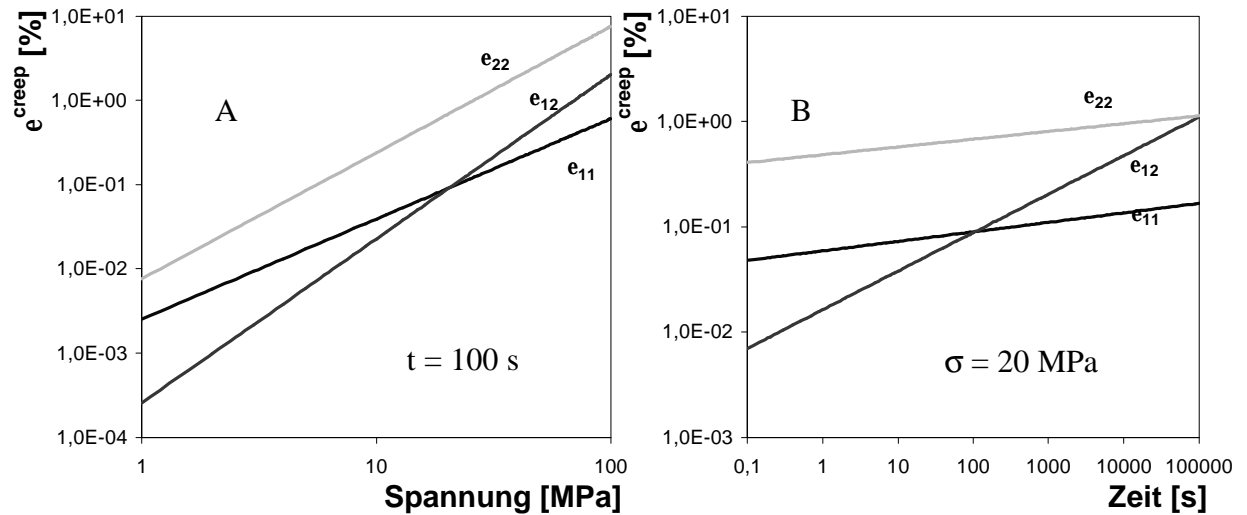


Bild 6.39: Vergleich des Kriechverhaltens des UD-Probekörpers aus PA66-GF25

### 6.2.6. Anisotrope Kriechparameter

Die für die anisotrope Kriechsimulation benötigten Spannungsverhältnisse können aus den Parametern der einzelnen Kriechgleichungen der UD-Probekörper nach Gleichung 6.2 und 6.3 (vgl. Kap. 5.2.2; Gl. 5.28 und Gl. 5.29) für  $t = 10^6$  Sekunden und 40 MPa berechnet werden. Die einzelnen Kriechparameter sind zusammenfassend in Tabelle 6.12 aufgelistet.

$$R_{22} = \left[ \frac{k_2 \cdot s_{22}^{k_3} \cdot t^{k_4}}{e_{22}} \right]^{\frac{1}{k_3+1}} \quad (\text{Gl. 6.2})$$

$$R_{12} = \sqrt{3} \left[ \frac{k_2 \cdot s_{12}^{k_3} \cdot t^{k_4}}{e_{12}} \right]^{\frac{1}{k_3+1}} \quad (\text{Gl. 6.3})$$

	PBT-GF30			PA66-GF25		
	$k_2$	$k_3$	$k_4$	$k_2$	$k_3$	$k_4$
$e_{11}^{creep}$	1,40e-7	1,85	2,07e-1	1,67e-5	1,19	9,03e-2
$e_{22}^{creep}$	3,07e-6	2,30	2,53e-1	5,40e-5	1,50	7,39e-2
$e_{12}^{creep}$	2,20e-11	4,83	2,13e-1	4,73e-7	1,95	3,66e-1

Tabelle 6.12: Ansatzparameter für die verschiedenen Kriechgleichungen der UD-Körper

Die Spannungsverhältnisse für das PBT-GF30 berechnen sich zu:

$$R_{11} = 1$$

$$R_{22} = R_{33} = 0,16$$

$$R_{12} = R_{13} = R_{23} = 0,77$$

Die Spannungsverhältnisse für das PA66-GF25 berechnen sich zu:

$$R_{11} = 1$$

$$R_{22} = R_{33} = 0,33$$

$$R_{12} = R_{13} = R_{23} = 0,65$$

## 7. Ergebnisse der Simulationsrechnungen

### 7.1. Elementgeometrien

Dreieckselemente können in einer FEM-Simulation das reale Werkstoffverhalten zu steif abbilden [65, 94]. Da Spritzgießsimulationsprogramme nur Dreieckselemente zulassen, stehen für die Steifigkeitssimulation zwei Möglichkeiten zur Wahl:

- Man übernimmt die Dreieckselemente aus der Füllsimulation in die FEM-Steifigkeitsanalyse, muss aber damit rechnen, dass das reale Verhalten zu steif simuliert wird.
- Man wandelt die Dreieckselemente in Viereckselemente um. Dabei gehen allerdings Informationen über die Faserorientierungen verloren, weil eine genaue Zuordnung der Elemente nicht möglich ist. Man kann zwar das Modell aus Vierecken sehr fein realisieren, es muss aber berücksichtigt werden, dass damit gleichzeitig die Rechenzeit erheblich ansteigt. Eine Faustregel besagt, dass eine Verdoppelung der Elementanzahl die Rechenzeit vervierfacht.

Um den Unterschied zwischen den verschiedenen Strukturen untersuchen zu können, wurden Vergleichsmodelle aus Dreieckselementen und aus Viereckselementen erstellt (Bild 7.1).

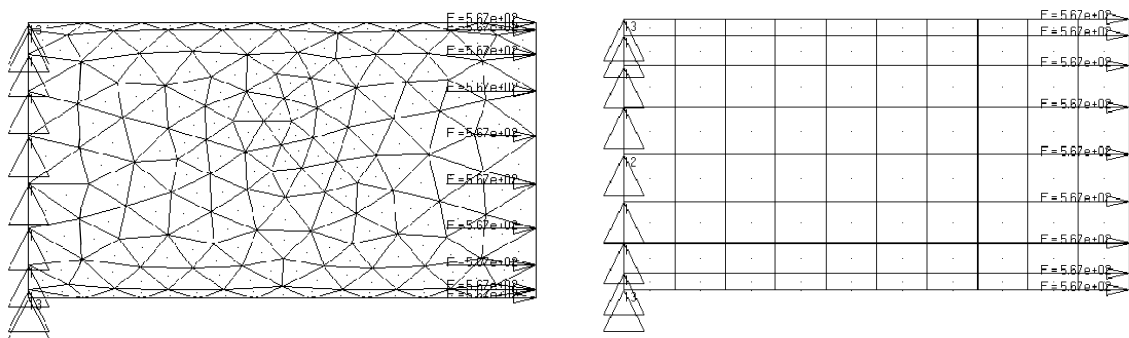


Bild 7.1: Dehnbereich der Simulation mit Dreiecks- und Viereckselementen

In diesen Modellen definieren 18 Knoten den Umfang des Dehnbereichs. Das Dreiecksmodell besteht aus 444 Dreieckselementen und 240 Knoten, das Vierecksmodell besteht aus 180 Viereckselementen und 198 Knoten. Es wurde darauf geachtet, dass die Viereckselemente annähernd die gleiche Kantenlänge besitzen wie die Dreieckselemente.

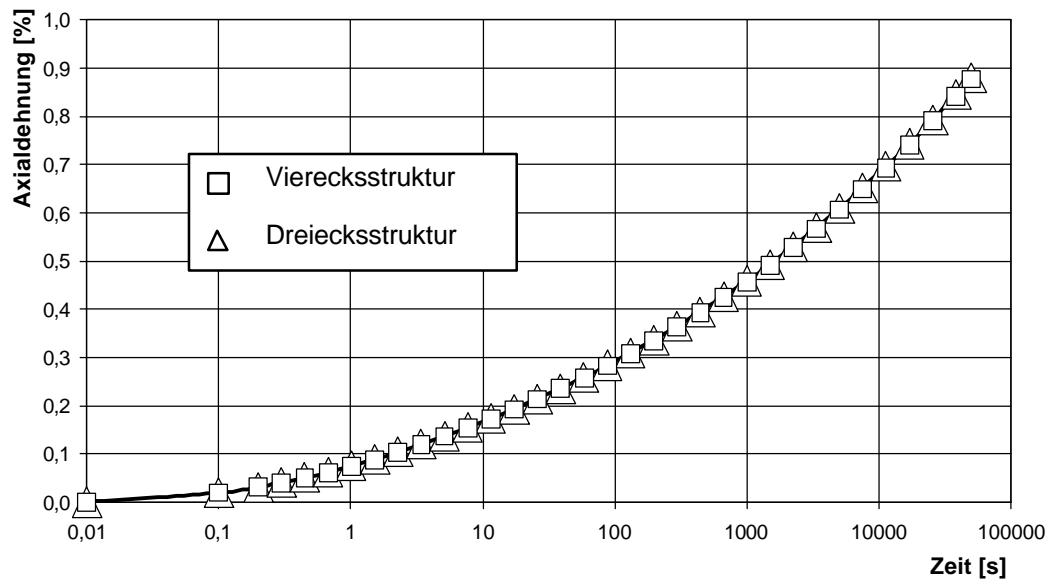


Bild 7.2: Vergleich zwischen Dreieck- und Viereckstruktur

Durch die Variation der Elementstruktur kommt es während der Simulation nur zu vernachlässigbar geringen Änderungen. Aus Bild 7.2 wird deutlich, dass die Modelle aus der Füllsimulation übernommen werden können.

## 7.2. Schichtenanzahl

Die Faserorientierungen können für verschiedene Schichtenanzahlen berechnet werden. Je weniger Schichten berechnet werden, desto schneller verläuft die Rechnung. Wenn mit zu wenigen Schichten simuliert wird, kann es vorkommen, dass die tatsächlichen Schichten in den Bauteilen in ihren Dicken falsch wiedergegeben werden. An dem oben dargestellten Dreiecksnetz (Bild 7.1) wurde mit 10, 20 und 40 Schichten die Faserorientierung simuliert und anschließend der E-Modul berechnet. Wird mit 10 Schichten simuliert, beträgt der Fehler der Simulation ca. -15%, während der Fehler bei 20 und 40 Schichten nur -9% beträgt (Bild 7.3). Bei der Simulation mit 10 Schichten wird die quer liegende Mittelschicht überdimensioniert, was zu einer zu weichen Abbildung des Verbundes führt. Mit der 40 Schichten-Simulation kann keine weitere Verbesserung erreicht werden, da die Mittelschicht bereits mit 20 Schichten gut dargestellt wird.

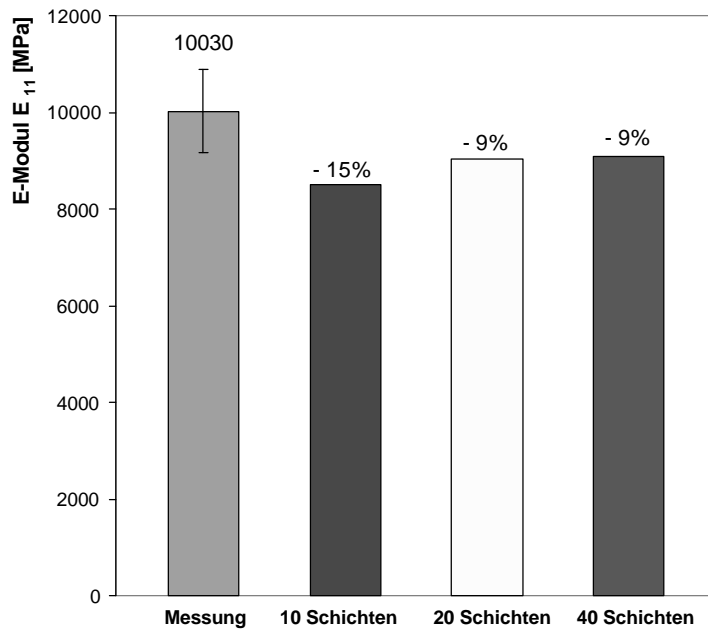


Bild 7.3: Variation der Schichtenanzahl eines Rohres aus PBT-GF30

### 7.3. Netze und Randbedingungen

Beim Rohrkörper und Schulterstab wurden nur die Mittelbereiche simuliert, die Elektronik-Abdeckung wurde vollständig übernommen. Die Modelle mit den entsprechenden Randbedingungen und anliegenden Kräften zeigen Bild 7.4 bis Bild 7.6. Bei den Randbedingungen sind alle translatorischen Freiheitsgrade (X, Y, Z) festgehalten.

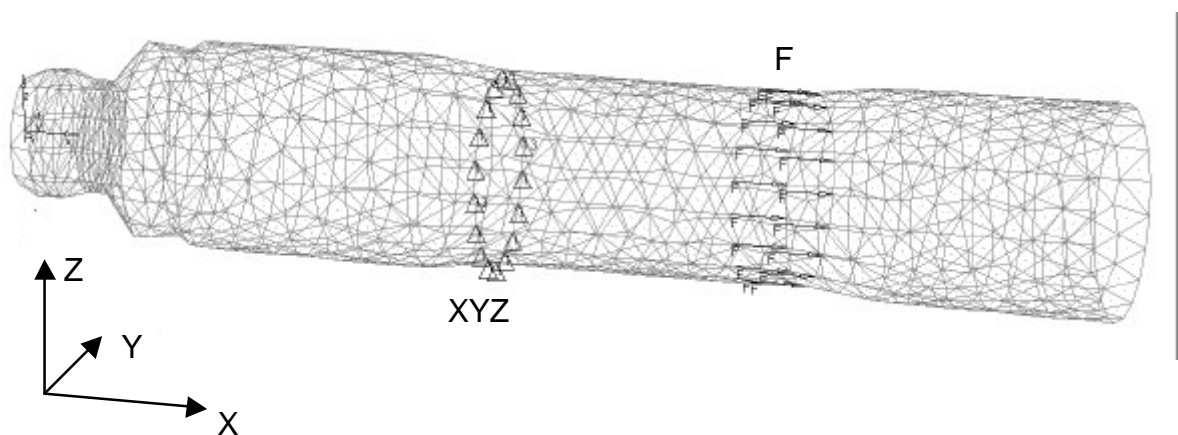


Bild 7.4: Rohrkörper mit Randbedingungen und anliegenden Kräftevektoren

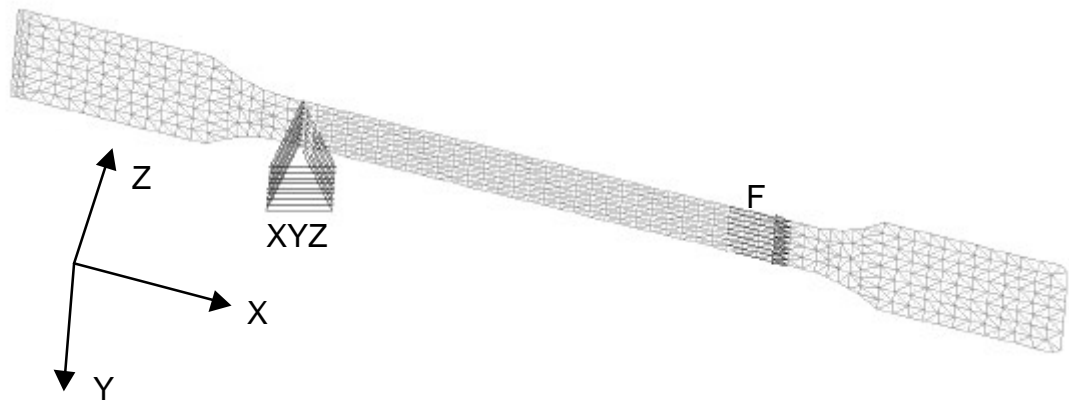


Bild 7.5: Schulterstab mit Randbedingungen und anliegenden Kräftevektoren

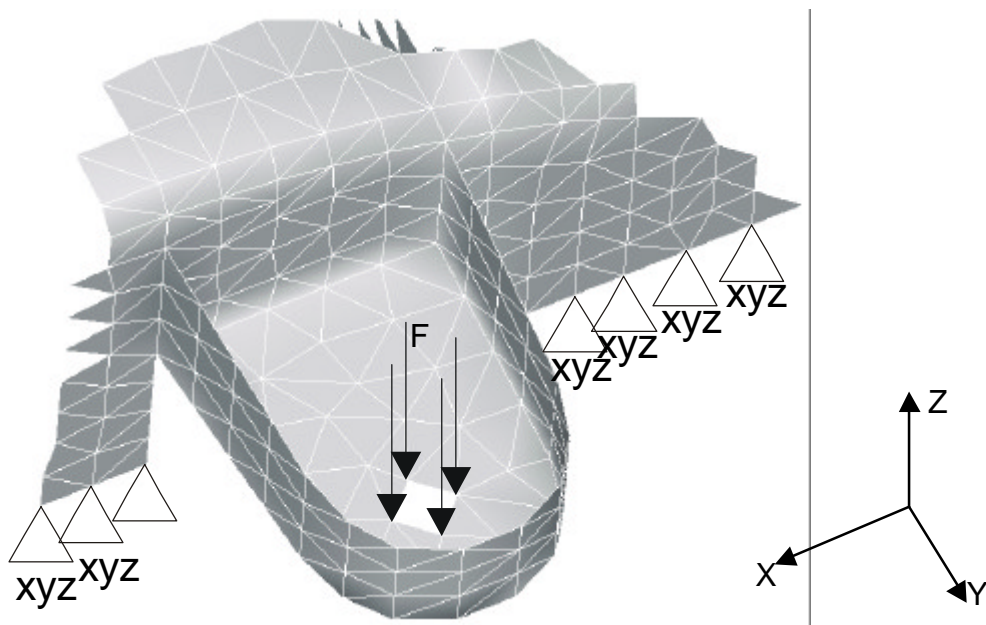


Bild 7.6: Elektronik-Abdeckung mit Randbedingungen und anliegenden Kräftevektoren

#### 7.4. Elastisches Verhalten

Es wurde das elastische Steifigkeitsverhalten des Rohrkörpers aus PBT-GF30 und PA66-GF25 unter axialer Zugbeanspruchung simuliert (Bild 7.7). Die Faserorientierungen wurden aus dem Spritzgießsimulationsprogramm MOLDFLOW implementiert, da dieses die Faserorientierung verlässlich darstellen konnte (vgl. Kap. 6.1.).

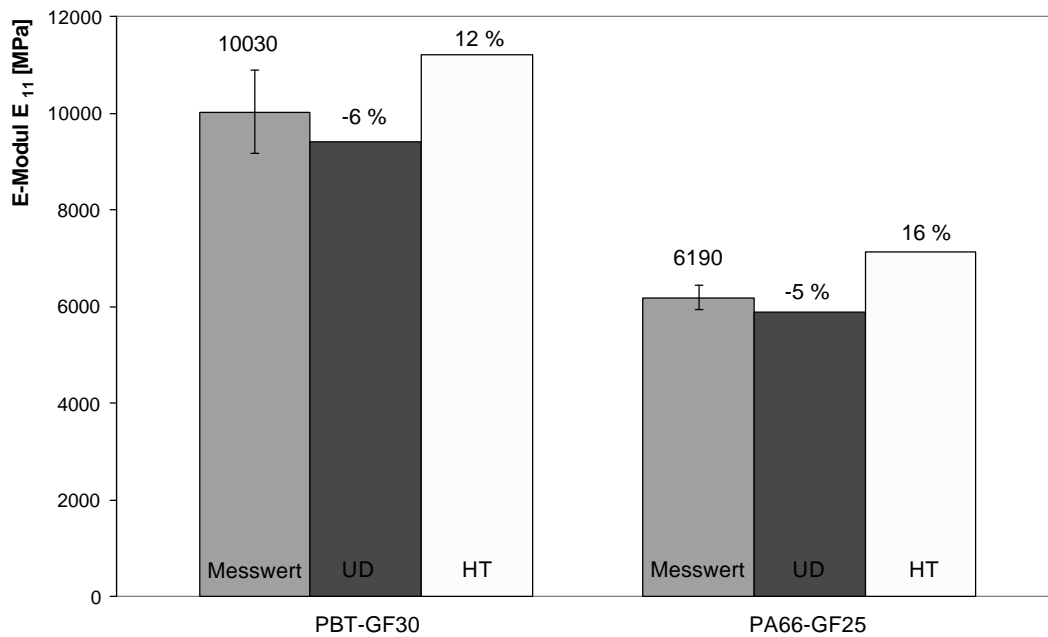


Bild 7.7: Elastizitätsmoduln  $E_{11}$  des Rohrkörpers aus PBT-GF30 und PA66-GF25

Mit den experimentell bestimmten UD-Kennwerten können die Steifigkeiten des Rohrkörpers aus PBT-GF30 mit einem Fehler von  $-6\%$  simuliert werden. Mit den Halpin-Tsai-Stoffwerten wird das Verhalten mit einem Fehler von  $+12\%$  simuliert. Mit den implementierten Halpin-Tsai-Stoffwerten wird der Verbund zu steif simuliert, was durch die vereinfachenden Annahmen des Ansatzes zu erwarten war. Die besseren Ergebnisse werden von den Simulationen mit den UD-Stoffwerten erreicht. Die Steifigkeitssimulationen des Rohrkörpers aus PA66-GF25 zeigen äquivalente Ergebnisse zum PBT-GF30. Die UD-Stoffwerte bilden den Verbund zu weich ( $-5\%$  Fehler) und die Stoffwerte nach Halpin-Tsai den Verbund zu steif ( $+16\%$  Fehler) ab.

Der Rohrkörper wurde auch unter Torsionsbelastung simuliert und daraus der Schubmodul  $G_{12}$  bestimmt (Bild 7.8). Bei den Ergebnissen des Rohres aus PBT-GF30 liefern die UD-Stoffwerte die besseren Simulationsergebnisse mit einem Fehler von  $-2\%$ . Mit dem Ansatz nach Halpin-Tsai wird das Verhalten mit einem Fehler von  $-16\%$  zu weich simuliert. Beim Rohrkörper aus PA66-GF25 unter Torsionsbelastung kann das Ergebnis des Rohrkörpers aus PBT-GF30 nicht bestätigt werden. Der Ansatz nach Halpin-Tsai liefert hier die besseren Ergebnisse.



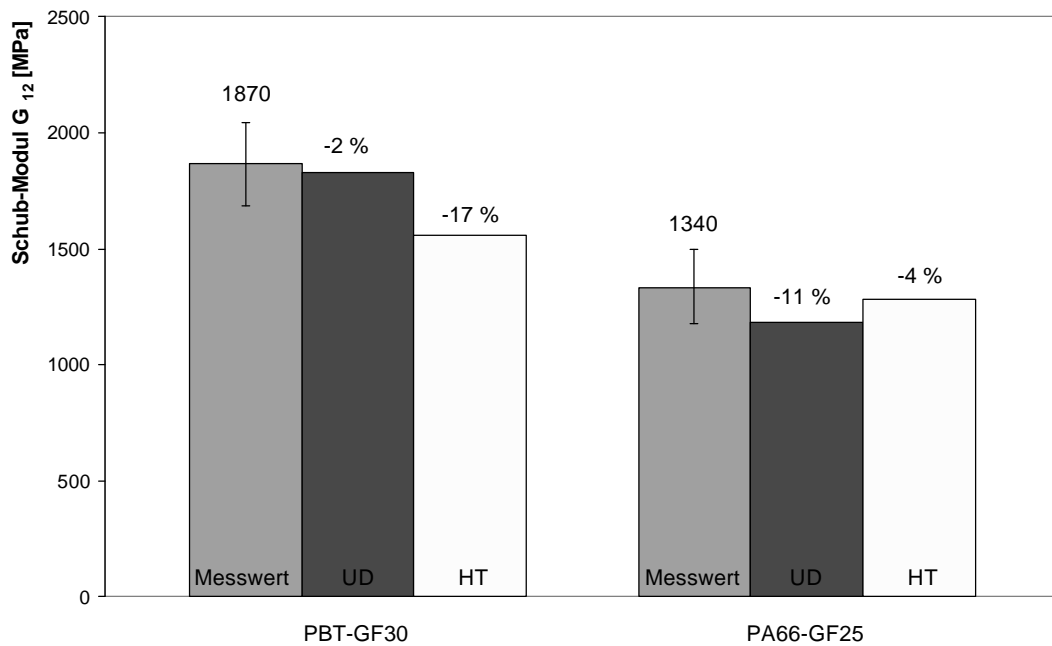


Bild 7.8: Schubmoduln  $G_{12}$  der Rohrkörper aus PBT-GF30 und PA66-GF25

Die Simulationen des E-Moduls eines Schulterstabes aus PBT-GF30 und PA66-GF25 (Bild 7.9) wurden ebenfalls mit der Faserorientierung aus MOLDFLOW durchgeführt, da die Orientierungen mit diesem Spritzgießsimulationsprogramm am besten dargestellt werden konnten.

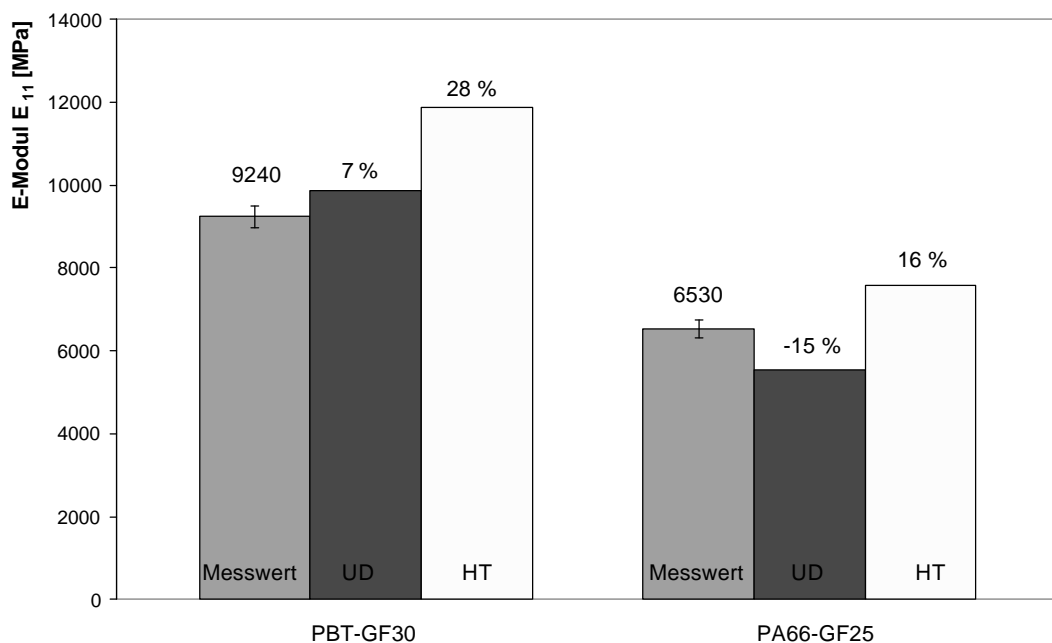


Bild 7.9: Elastizitätsmoduln  $E_{11}$  der Schulterstäbe aus PBT-GF30 und PA66-GF25

Beim Schulterstab aus PBT-GF30 können mit den UD-Stoffwerten die Simulationen genauere Ergebnisse liefern. Beim PA66-GF25 wird der Verbund mit den UD-Stoffwerten um 15% zu weich abgebildet und mit den Halpin-Tsai-Stoffwerten um 16% zu steif.

Das am Rohrkörper und Schulterstab entwickelte Simulationsverfahren wird auf die Elektronik-Abdeckung angewendet, indem die Deformation der rechten Befestigungslasche mit einer Punktbelastung zwischen 30 N und 90 N am Befestigungsloch simuliert wird. Aufgetragen ist die mittlere Nachgiebigkeit (Absenkung pro Kraft) der Lasche (Bild 7.10). Mit den UD-Stoffwerten kann sowohl beim PBT-GF30 als auch beim PA66-GF25 eine genauere Simulation als mit den Halpin-Tsai Stoffwerten durchgeführt werden.

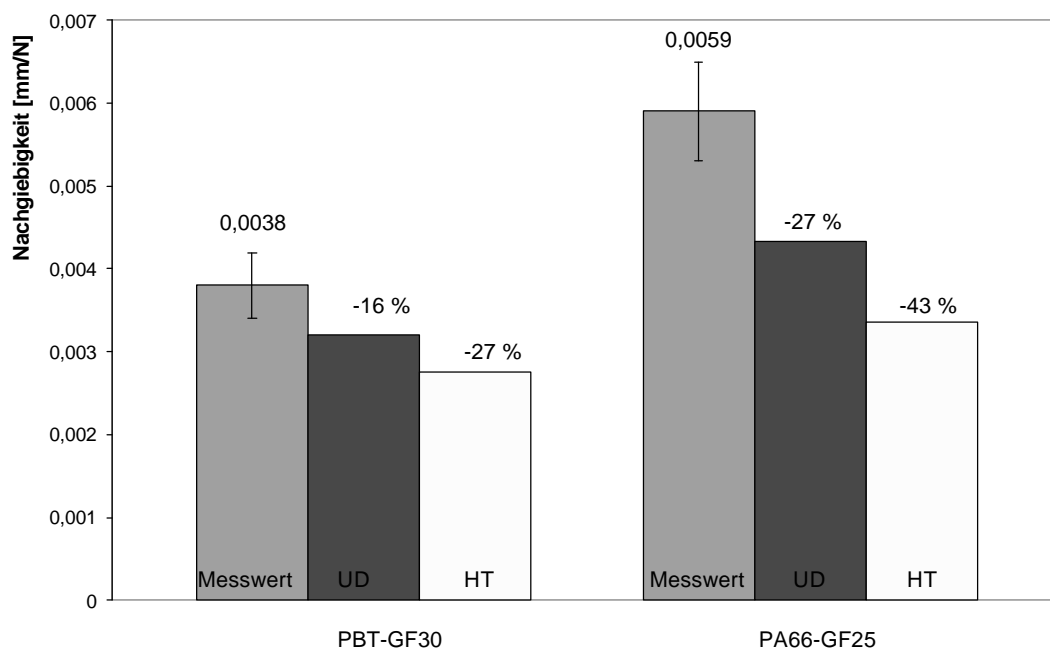


Bild 7.10: Steifigkeit der Elektronik-Abdeckung aus PBT-GF30 und PA66-GF25

Bei den vorgestellten Simulationen (Bilder 7.7 bis 7.10) können beim PBT-GF30 mit den UD-Kennwerten die Abweichungen zu den Messwerten vermindert werden. Beim PA66-GF25 liegen beide Simulationsvarianten nahe beieinander und es kann mit den UD-Stoffwerten beim Rohrkörper und Schulterstab keine Verbesserung erreicht werden. Ein Grund hierfür liegt in der äußerst schwierigen Probenpräparation und der daraus resultierenden Genauigkeit der Stoffwerte. PA66 ist sehr hygroskopisch, somit ist eine gleichbleibende Probenkonditionierung der PA-Prüfkörper während der Prüfungen äußerst schwierig.

### 7.5. Kriechverhalten

Das Kriechverhalten wird mit den beiden in Kapitel 5.2 vorgestellten Simulationsvarianten (isotrope und anisotrope Simulation) durchgeführt. Die isotropen Berechnungen werden mit dem Kriechansatz des UD-Körpers in 1-Richtung ( $\mathbf{e}_{11}^{UD}$ ) durchgeführt, wohingegen die Berechnungen mit Berücksichtigung der Anisotropie mit den Faserorientierungen aus dem Spritzgießsimulationsprogramm MOLDFLOW durchgeführt werden.

#### 7.5.1. Rohrkörper unter axialer Zugbeanspruchung

Das Kriechverhalten des Rohrkörpers aus PBT-GF30 unter axialer Zugbeanspruchung konnte nur schlecht simuliert werden (Bild 7.11).

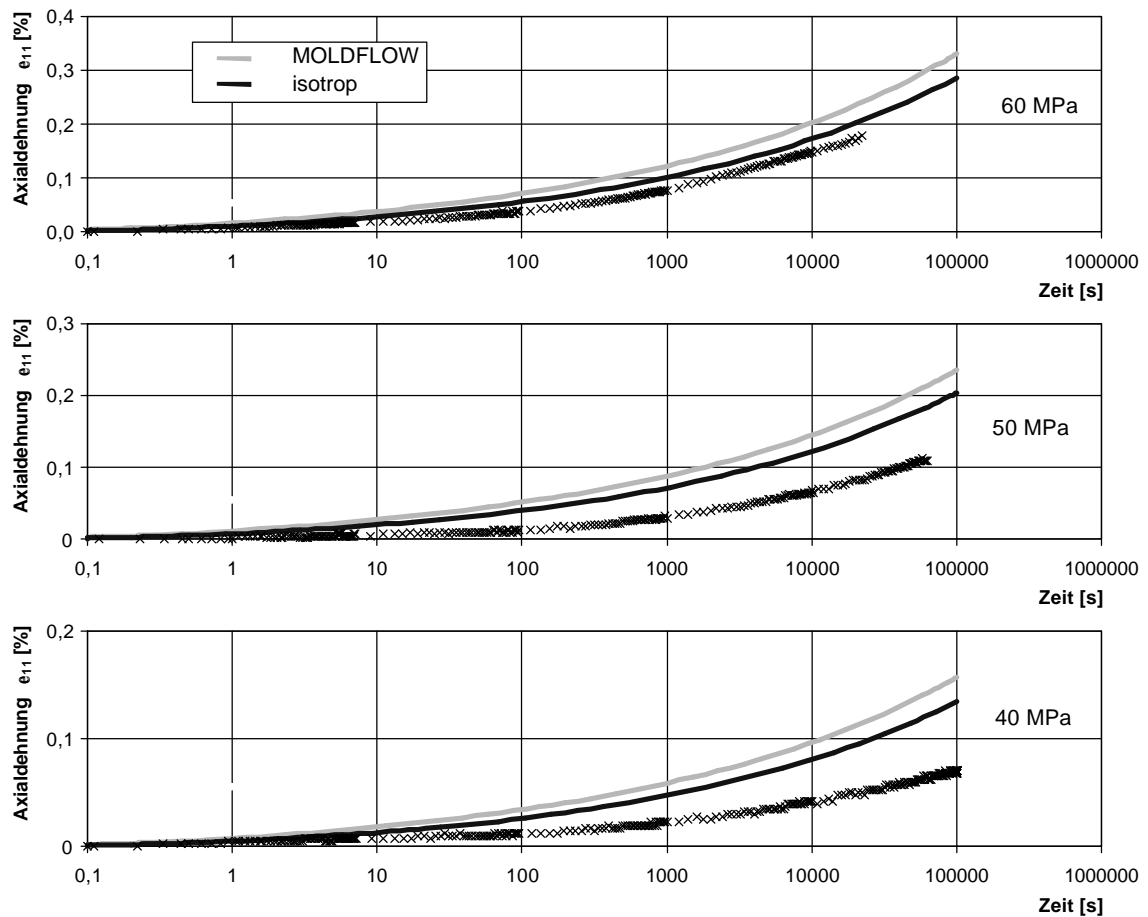


Bild 7.11: Simulation des Kriechverhaltens des Rohrkörpers aus PBT-GF30 unter Zugbeanspruchung

Die isotrope Simulation bildet den Verbund zu weich ab. Dies wird durch die anisotrope Simulation und die daraus resultierende Berücksichtigung der quer orientierten Mittel-

schicht des Rohres noch weiter verstärkt. Die Abweichung der Simulation vom experimentellen Kriechverlauf beträgt bei  $10^6$  Sekunden für die isotrope Simulation durchschnittlich 54% und wird bei der anisotropen Simulation auf 78% erhöht.

Zugbelastung [MPa]	40	50	60
Abweichung isotrope Simulation [%]	90	60	12
Abweichung anisotrope Simulation [%]	120	90	25

Tabelle 7.1: Simulationsabweichung des Rohres aus PBT-GF30 unter Zugbeanspruchung

Das Kriechverhalten des Rohrkörpers aus PA66-GF25 unter axialer Zugbeanspruchung (Bild 7.12) kann befriedigend wiedergegeben werden. Zwar wird die Abweichung mit der anisotropen Simulation im Bezug zur isotropen Simulation von 35% auf 10% reduziert, die Kurvenform kann aber nur schlecht wiedergegeben werden. Die Abweichungen sind in Tabelle 7.2 dargestellt.

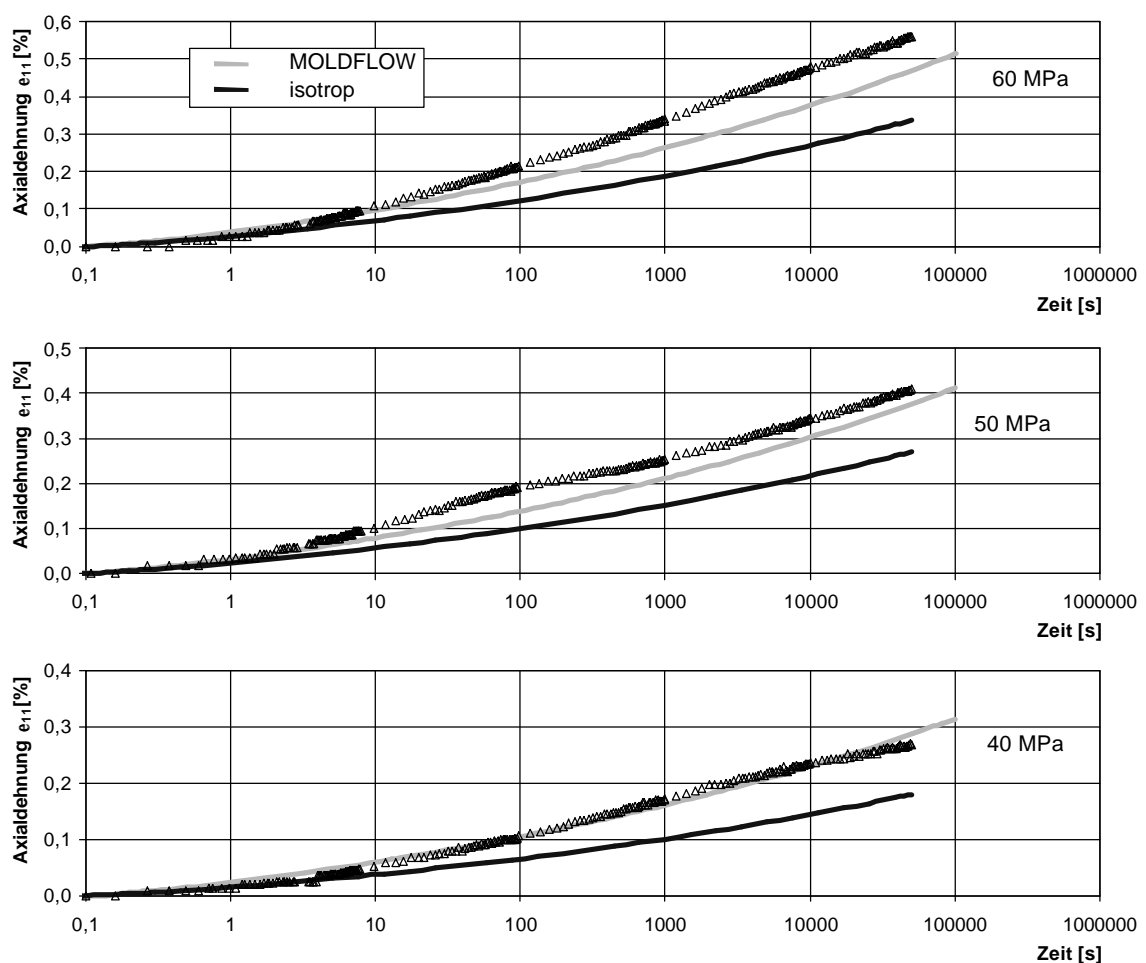


Bild 7.12: Simulation des Kriechverhaltens des Rohrkörpers aus PA66-GF25 unter Zugbeanspruchung

Zugbelastung [MPa]	40	50	60
Abweichung isotrope Simulation [%]	33	33	40
Abweichung anisotrope Simulation [%]	7	6	16

Tabelle 7.2: Simulationsabweichung des Rohres aus PA66-GF25 unter Zugbeanspruchung

### 7.5.2. Rohrkörper unter Scherbeanspruchung

Die Simulation des Kriechverhaltens des Rohrkörpers aus PBT-GF30 unter Scherbeanspruchung (Bild 7.13) liefert befriedigende Ergebnisse. Die isotrope Simulation stellt das Kriechverhalten mit durchschnittlich 60% Abweichung dar. Diese kann bei der anisotropen Simulation auf 17% minimiert werden (Tabelle 7.3).

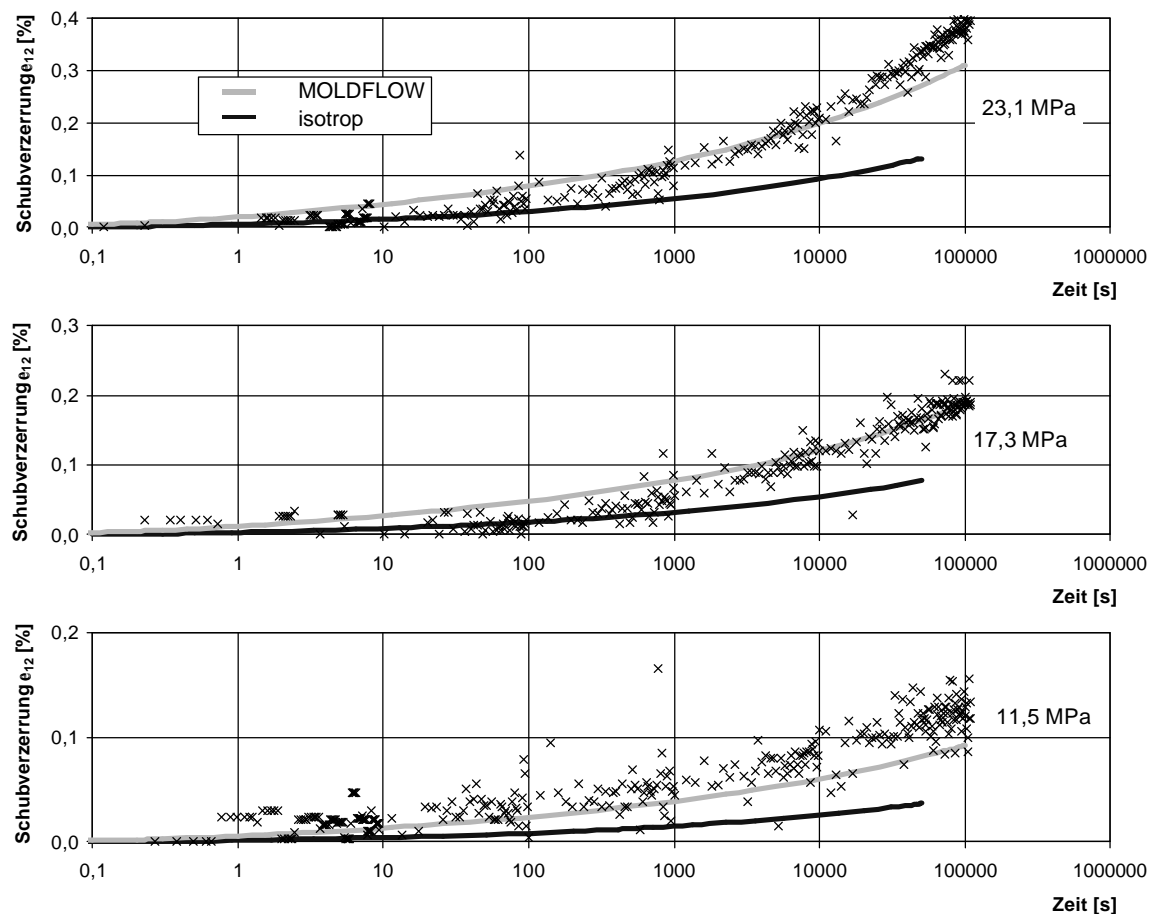


Bild 7.13: Simulation des Kriechverhaltens des Rohrkörpers aus PBT-GF30 unter Scherbeanspruchung

Zugbelastung [MPa]	11,5	17,3	23,1
Abweichung isotrope Simulation [%]	66	53	60
Abweichung anisotrope Simulation [%]	23	4	23

Tabelle 7.3: Simulationsabweichung des Rohres aus PBT-GF30 unter Scherbeanspruchung

Die Torsionsversuche am Rohrkörper aus PA66-GF25 sind in Bild 7.14 dargestellt. Mit der anisotropen Simulation kann die Abweichung zum Messwert von durchschnittlich 65% bei der isotropen Rechnung auf 16% reduziert werden (Tabelle 7.4). Allerdings lässt sich die Kurvenform nur bedingt wiedergeben, da der implementierte Kriechansatz nur stetig steigende Kurven ohne Wendepunkte darstellen kann.

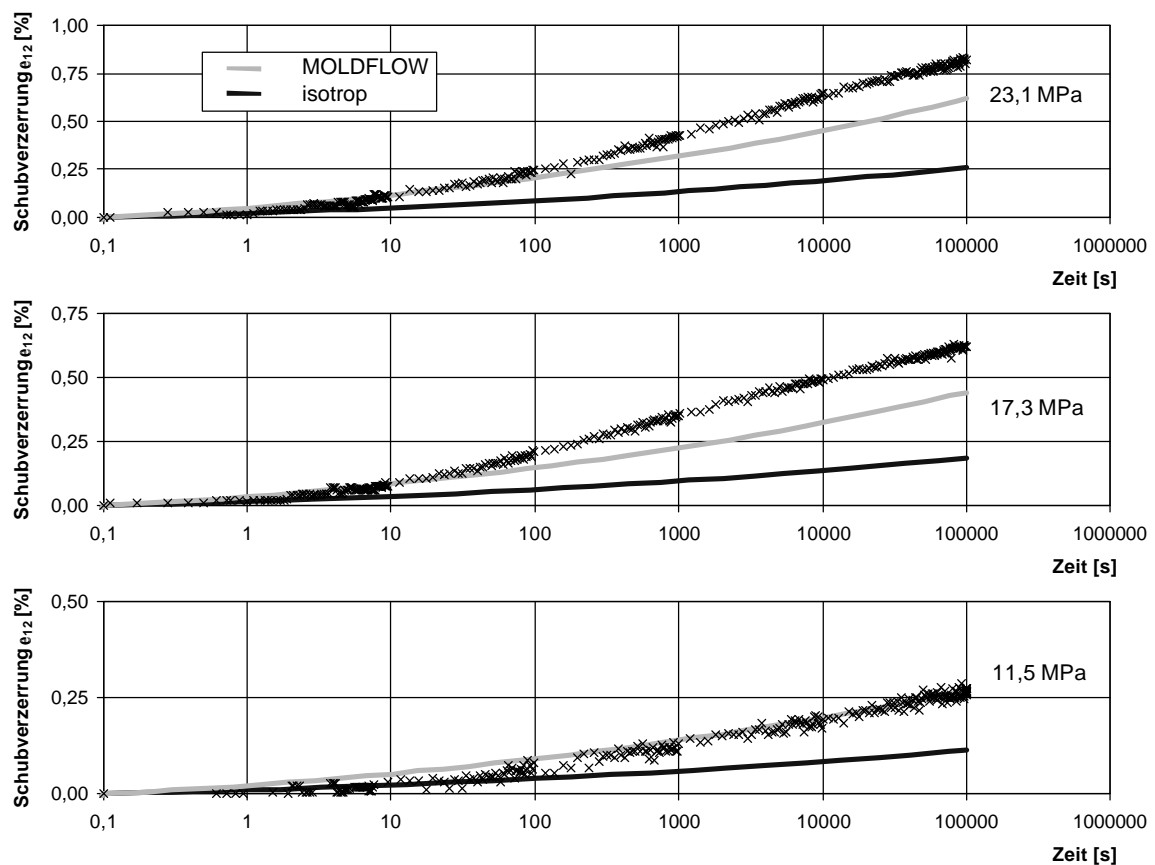


Bild 7.14: Simulation des Kriechverhaltens des Rohrkörpers aus PA66-GF25 unter Scherbeanspruchung

Zugbelastung [MPa]	11,5	17,3	23,1
Abweichung isotrope Simulation [%]	58	70	68
Abweichung anisotrope Simulation [%]	2	24	23

Tabelle 7.4: Simulationsabweichung des Rohres aus PA66-GF25 unter Scherbeanspruchung

### 7.5.3. Schulterstab unter Zugbeanspruchung

Mit der anisotropen Simulation des Schulterstabs aus PBT-GF30 (Bild 7.15) kann das Kriechverhalten ausgezeichnet wiedergegeben werden (durchschnittliche Abweichung von 5%). Die einzelnen Abweichungen zeigt Tabelle 7.5. Diese im Gegensatz zum Rohr sehr genauen Simulationsergebnisse lassen sich auf die guten Simulationen der Faserorientierungen zurückführen. Neben den experimentellen Fehlern an den UD-Körpern und der Simulationsungenauigkeit in ABAQUS ist die richtige Erfassung der Faserorientierung ausschlaggebend für die Übereinstimmung von Simulation und Experiment.

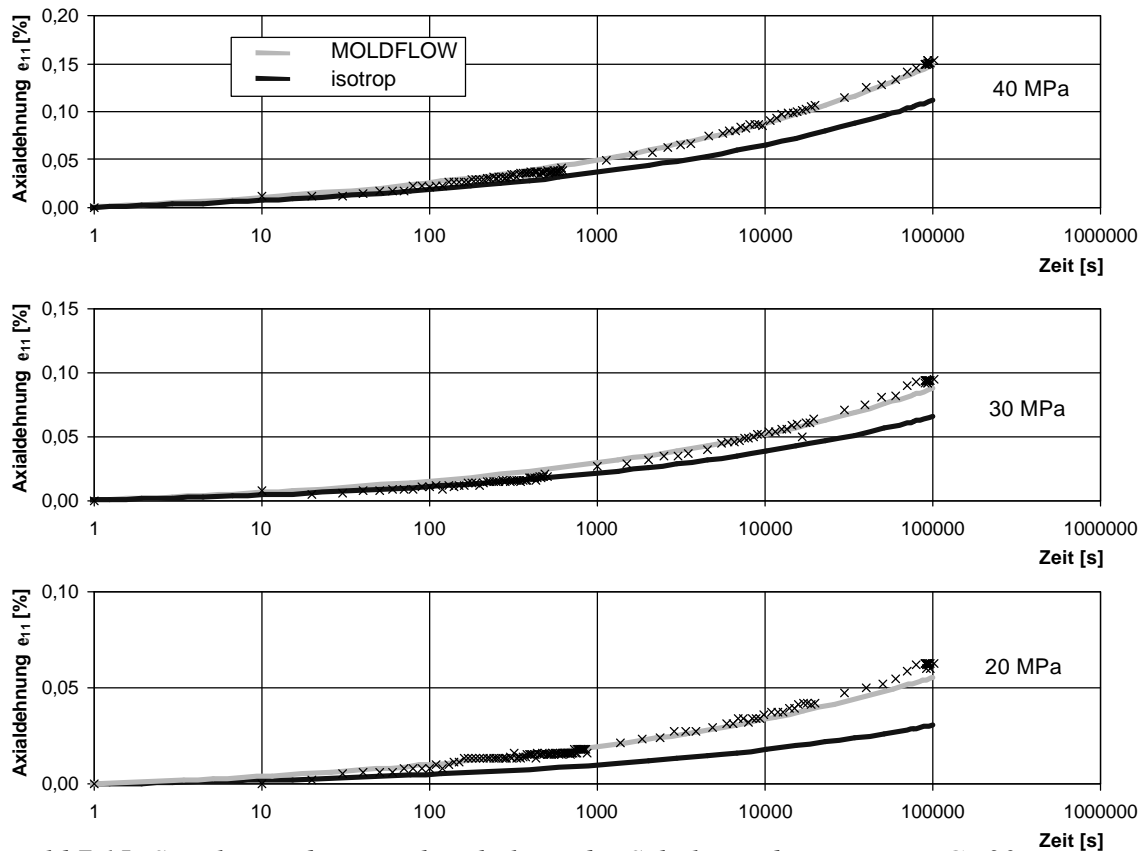


Bild 7.15: Simulation des Kriechverhaltens des Schulterstabes aus PBT-GF30

Zugbelastung [MPa]	20	30	40
Abweichung isotrope Simulation [%]	52	32	25
Abweichung anisotrope Simulation [%]	8	4	3

Tabelle 7.5: Simulationsabweichung des Kriechverhaltens des Schulterstabes aus PBT-GF30

Die Simulation am Schulterstab aus PA66-GF25 (Bild 7.16) zeigt gleichwertige Ergebnisse zum Schulterstab aus PBT-GF30. Mit der anisotropen Variante lassen sich die Kriechkurven mit geringen Abweichungen simulieren, was sich wiederum auf die genauen Faserorientierungssimulationen mit MOLDFLOW zurückführen lässt. Die Abweichung der anisotropen Simulation beträgt durchschnittlich 2%. Die einzelnen Abweichungen zeigt Tabelle 7.6.

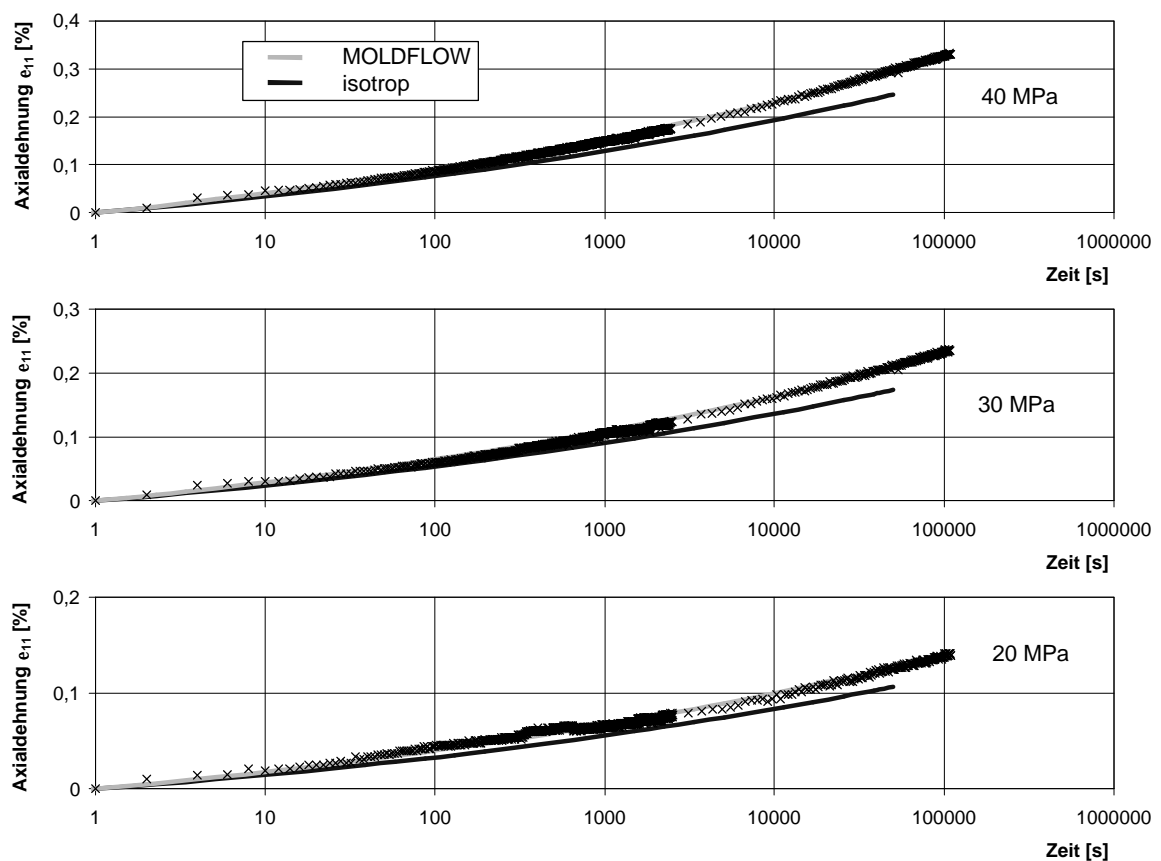


Bild 7.16: Simulation des Kriechverhaltens des Schulterstabes aus PA66-GF25



Zugbelastung [MPa]	20	30	40
Abweichung isotrope Simulation [%]	15	18	17
Abweichung anisotrope Simulation [%]	2	2	2

Tabelle 7.6: Simulationsabweichung des Kriechverhaltens des Schulterstabes aus PA66-GF25

#### 7.5.4. Elektronik-Abdeckung

Die Faserorientierungen der Elektronik-Abdeckung aus PBT-GF30 (Bild 6.20) zeigen im Gegensatz zum Schulterstab eine ausgeprägte Umorientierung der Fasern im Mittelbereich. Dies kann nur durch eine anisotrope Kriechsimulation berücksichtigt werden. Die Simulationen liefern allerdings keine befriedigenden Ergebnisse (Bild 7.17). Bei der isotropen Simulation mit 50 N Belastung beträgt die Abweichung 85%. Diese kann zwar erheblich reduziert werden, beträgt aber bei der anisotropen Simulation immer noch 35%. Gleiches gilt auch für die Simulationen mit 35 N Belastung. Die Abweichung der isotropen Berechnung kann hier von 85% auf 45% reduziert werden (Tabelle 7.7).

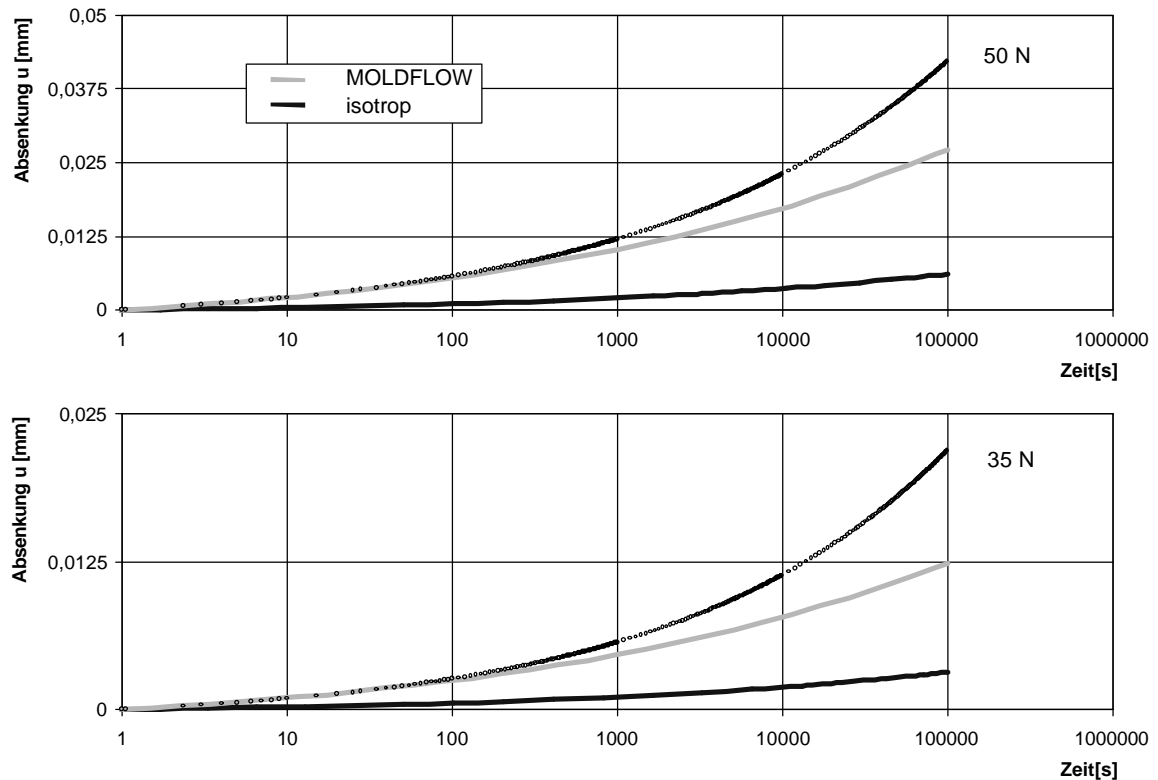
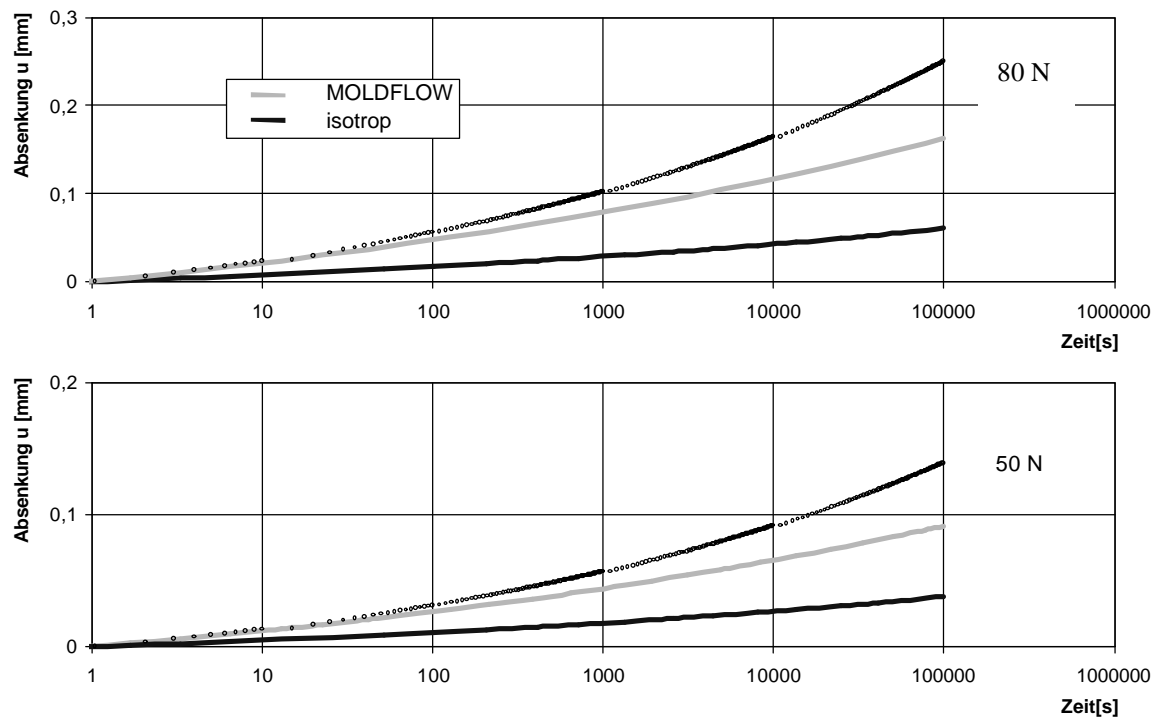


Bild 7.17: Simulation des Kriechverhaltens der Elektronik-Abdeckung aus PBT-GF30

Belastung [N]	35	50
Abweichung isotrope Simulation [%]	85	85
Abweichung anisotrope Simulation [%]	45	35

*Tabelle 7.7: Simulationsabweichung des Kriechverhaltens der Elektronik-Abdeckung aus PBT-GF30*

Auch bei der Elektronik-Abdeckung aus PA66-GF25 kann das Kriechverhalten nicht zufriedenstellend dargestellt werden (Bild 7.18). Bei der Simulation mit 80 N Belastung kann das Kriechverhalten mit bestens 35% Abweichung simuliert werden, bei 50 N Belastung mit 33%.



*Bild 7.18: Simulation des Kriechverhaltens der Elektronik-Abdeckung aus PA66-GF25*

Belastung [N]	50	80
Abweichung isotrope Simulation [%]	72	76
Abweichung anisotrope Simulation [%]	33	35

*Tabelle 7.8: Simulationsabweichung des Kriechverhaltens der Elektronik-Abdeckung aus PA66-GF25*

### 7.6. Diskussion und Bewertung der Simulationsergebnisse

Haupteinflussgröße für die Genauigkeit der Steifigkeitssimulation ist die Genauigkeit der Faserorientierung. Die Faserorientierungen können teilweise nur mit großen Abweichungen simuliert werden (vgl. Kap. 6.1.). Da die vollständige experimentelle Bestimmung der Faserorientierung zeitlich zu aufwendig ist, muss der Stoffwert der Faserorientierung aus der Spritzgießsimulation übernommen werden.

Bei den Simulationen des elastischen Materialverhaltens konnte das Ziel geringer Abweichungen zwischen Experiment und Simulation erreicht werden.

Aufgrund des großen Einflusses der transversal-isotropen Kennwerte auf das Ergebnis der Simulationen des elastischen Verhaltens und der festgestellten Abweichungen zwischen experimentell und nach Halpin-Tsai berechneten Kennwerten sollten die Eingangsgrößen experimentell bestimmt werden. Im Vergleich zu dem hohen experimentellen Aufwand, der den UD-Stoffwerten zugrunde liegt, erscheint die Verwendung des Ansatzes nach Halpin-Tsai die geeignete Vorgehensweise. Allerdings benötigt der Ansatz nach Halpin-Tsai die Kennwerte der Matrix und des Füllstoffs. Aus Datenbanken können nur grobe Abschätzungen dieser Eigenschaften entnommen werden. Aus diesem Grund müssen sie experimentell bestimmt werden, so dass auch die Berechnungen nach Halpin-Tsai aufwendig sind.

Bei den Simulationen des Kriechverhaltens sind die mechanischen Stoffwerte nur experimentell zugänglich. Die Ergebnisse zeigen, dass mit Berücksichtigung der Faserorientierung zwar bessere Simulationsergebnisse erreicht werden können. Für praktische Zwecke sind die Abweichungen von 10% bis 40% aber noch zu groß. Ein weiterer Grund für die von den experimentellen Ergebnissen stark abweichenden Simulationsergebnisse besteht in folgender Schwäche des Simulationsverfahrens: Die Berücksichtigung der Faserorientierung kann nur über eine anisotrope Vergleichsspannung (Hill-Potential) stattfinden. Eine direkte Eingabe der richtungsabhängigen Kriechfunktionen ist in ABAQUS nicht möglich. Das Hill-Potential in Verbindung mit den vereinfachten Modellgeometrien (Schalenmodell) kann die Spannungsverteilungen in den Bauteilen nur unzureichend beschreiben.

## 8. Zusammenfassung

Die Dimensionierung von Spritzgussbauteilen aus kurzfaserverstärkten Thermoplasten ist aufgrund von Anisotropieeffekten und wegen der nichtlinearen viskoelastischen Deformationseigenschaften mit erheblichen Unsicherheiten behaftet. Dies führt in den meisten Fällen zu überdimensionierten Bauteilen, oder – im selteneren aber ungünstigeren Fall – zu Nachbesserungen am Spritzgießwerkzeug.

Ziel dieser Arbeit war es, durch Untersuchungen das mechanische Verhalten von kurzfaserverstärkten Thermoplasten zu bestimmen und eine Bauteilauslegung mit geringerem Aufwand und größerer Zuverlässigkeit zu ermöglichen.

Die Literaturübersicht zeigt, dass bereits mehrere Autoren Verfahren entwickelten, die durch die Fasern hervorgerufenen Anisotropien bei Steifigkeitssimulationen zu berücksichtigen. Deren Berechnungen wurden mit der Finite-Elemente-Methode (FEM) durchgeführt. Die Grundidee der Simulationen bildet die Annahme, dass in einem finiten Element alle Fasern in eine Richtung orientiert sind. Für eine Simulation werden demnach zwei Stoffwerte benötigt, um das Werkstoffverhalten eines einzelnen Elementes beschreiben zu können. Dies ist zum einen die Faserorientierung und zum anderen sind es die mechanischen Eigenschaften eines unidirektional orientierten Kurzfaserverbundes (UD-Verbund). Die in der Literatur beschriebenen Simulationen basieren ausschließlich auf theoretisch ermittelten Stoffwerten. Eine Überprüfung des Einflusses der einzelnen Stoffwerte auf die Ergebnisse der rechnerischen Bauteilauslegung wird hierbei nicht vorgenommen.

Für die rechnerische Bauteilauslegung wurde in dieser Arbeit ebenfalls die Finite-Elemente-Methode verwendet. Nachdem untersucht wurde, welche Möglichkeiten kommerzielle Berechnungsprogramme nach der FEM zur Verfügung stellen, die durch die Fasern hervorgerufenen Anisotropien bei der Steifigkeitssimulation zu berücksichtigen, wurde das Programm ABAQUS für die weiteren Berechnungen ausgewählt. Dabei fanden sowohl rechnerisch als auch experimentell ermittelte Stoffwerte Verwendung.

Als Bauteile wurden ein Rohrkörper, ein Schulterstab und eine Elektronik-Abdeckung aus den Materialien Polybutylenterephthalat mit 30 Gew.% Glasfasern (PBT-GF30) und Po-

lyamid 6.6 mit 25 Gew.% Glasfasern (PA66-GF25) ausgewählt und deren Deformationsverhalten simuliert sowie experimentell ermittelten Ergebnissen gegenübergestellt.

Es wurden an diesen Bauteilen zunächst die elastischen Eigenschaften experimentell bestimmt. Durch Zugabe von 30 Gew.% Glasfasern kann im Vergleich zu unverstärktem PBT eine Steigerung des E-Moduls um den Faktor 3 erreicht werden. Beim PA66 erhöht sich der E-Modul durch Zugabe von 25 Gew.% Glasfasern um den Faktor 2,5.

Weiterhin wurde das Kriechverhalten der Probekörper ermittelt. Bereits bei kleinen Spannungen und kurzen Zeiten stellt sich ein ausgeprägtes nichtlineares Werkstoffverhalten ein. Zur Beschreibung dieser Kriechdaten wurde ein einfacher empirischer Ansatz mit vier Parametern ausgewählt, der auf einer von Findley benutzten Potenzfunktion basiert. Die experimentellen Ergebnisse können mit dem verwendeten Ansatz gut beschrieben werden. Die Kriechnachgiebigkeiten lassen sich, ähnlich dem Zeit-Temperatur-Verschiebungsprinzip, auf eine Masterkurve verschieben (Zeit-Spannungs-Verschiebungsprinzip).

Einer der für die Bauteilauslegung benötigten Stoffwerte ist die Faserorientierung. Diese wurde für die zu untersuchenden Bauteile sowohl experimentell als auch mit Spritzgießsimulationsprogrammen bestimmt, die Ergebnisse wurden anschließend verglichen. Die Orientierungen wurden mit den Simulationsprogrammen MOLDFLOW, CADMOULD und C-MOLD berechnet. MOLDFLOW liefert besser mit dem Experiment übereinstimmende Ergebnisse als CADMOULD oder C-MOLD. Beim Schulterstab konnten die Faserorientierungen von MOLDFLOW mit ausreichender Genauigkeit bestimmt werden. Bei dem Rohrkörper und der Elektronik-Abdeckung, das heißt bei komplizierteren Bauteilen, liefert die Simulation dagegen nur eine sehr ungenaue Abschätzung der Faserorientierung. Eine vollständige Beschreibung der Faserorientierungen mit Hilfe von Schliffbildern ist nicht durchführbar, da der zeitliche Aufwand zu hoch ist.

Die mechanischen Kennwerte (elastische und viskoelastische Eigenschaften) eines UD-Verbundes kennzeichnen einen weiteren Stoffwert für die Bauteilauslegung. Diese Kennwerte können unter Zuhilfenahme mikromechanischer Werkstoffmodelle berechnet werden. Für die weiteren Untersuchungen wurde das Modell nach Halpin und Tsai ausgewählt, da es in der Literatur oft Verwendung findet und damit alle nötigen Kennwerte

zur Beschreibung eines UD-Verbundes berechnet werden können. Die vereinfachten Annahmen, die diesem Modell zugrunde liegen, führen aber in der Regel zu einer zu steifen Abbildung des Verbundes. Bei Halpin-Tsai wird von idealer Faser-Matrix-Haftung ausgegangen, Faser-Faser-Interaktionen und gegenseitige Beeinflussung der Spannungsfelder der einzelnen Fasern werden nicht berücksichtigt. Die Bestimmung der Eingangsgrößen für die Berechnung erweist sich als sehr schwierig, da meist nur eine grobe Abschätzung der mechanischen Eigenschaften von Matrix und Fasern möglich ist.

Zur Überprüfung der berechneten Kennwerte nach Halpin-Tsai wurden die Materialeigenschaften eines UD-Verbundes experimentell bestimmt. Hierzu wurde ein Rohrkörper mit unidirektional orientierten Kurzfasern hergestellt. Beim Einspritzvorgang in die Kavität ergibt sich, bedingt durch das Geschwindigkeitsprofil der Schmelze, eine charakteristische Faserorientierung. Ein Spritzgusskörper besteht aus drei Schichten: zwei äußere Schichten, bei denen die Fasern in Fließrichtung liegen und eine quer orientierte Mittelschicht. Um zu den UD-Kennwerten zu gelangen, wurden an einem gespritzten Rohrkörper die Schichten mit anderen Orientierungen durch spanendes Bearbeiten entfernt. Das mechanische Materialverhalten wurde mit einer Prüfeinrichtung untersucht, die Belastungen in Axialrichtung, Torsion und Innendruck ermöglicht. Somit sind alle zur Beschreibung eines UD-Verbundes notwendigen Kennwerte experimentell zugänglich.

Die elastischen Kennwerte der UD-Probekörper zeigen deutliche Unterschiede zu den nach Halpin-Tsai berechneten Kennwerten. Die E-Moduln in Faserrichtung und quer zur Faserrichtung werden nach Halpin-Tsai höher bestimmt als die experimentell ermittelten Kennwerte. Grund hierfür ist die Annahme von idealer Faser-Matrix-Haftung, die in einem realen Verbund nicht gegeben ist. An den unidirektional orientierten Probekörpern wurden auch die richtungsabhängigen Kriecheigenschaften bestimmt. Hier zeigt sich in Faserrichtung eine weitaus geringere Kriechneigung als quer zur Faserrichtung.

Die Simulationsrechnungen wurden mit den Faserorientierungen aus Spritzgießsimulationsprogrammen durchgeführt. So konnte die Netzstruktur aus der Füllsimulation übernommen werden. Die Simulationen des elastischen Materialverhaltens wurden sowohl mit experimentell bestimmten Werten als auch mit den nach Halpin-Tsai bestimmten Stoffwerten durchgeführt. Bei den Kriechsimulationen wurden die richtungsabhängigen Kriechfunktionen des UD-Verbundes implementiert.

Die Ergebnisse zeigen, dass es möglich ist, die anisotropen Elastizitätseigenschaften in kurzfaserverstärkten Thermoplastverbunden befriedigend zu simulieren. Sowohl beim Rohrkörper als auch beim Schulterstab konnte das elastische Verhalten mit Abweichungen kleiner als 20% simuliert werden. Es zeigte sich, dass bei Verwendung experimentell bestimmter UD-Stoffwerte die Abweichungen kleiner als 10% sind. Das am Rohrkörper und Schulterstab entwickelte Simulationsmodell wurde auf ein Praxisbauteil übertragen. Die Abweichung der Simulationen lag hier bei 25%, wenn die experimentellen UD-Kennwerte benutzt werden. Ein Grund für die im Vergleich zum Rohr oder Schulterstab höhere Abweichung liegt in der vereinfachten Modellgeometrie (Schalenmodell) und der daraus resultierenden zweidimensionalen Faserorientierung.

Die Simulation des Kriechverhaltens erfolgte auf zwei unterschiedliche Arten. Zum einen wurde eine isotrope Simulation durchgeführt, bei der die Faserorientierungen nicht berücksichtigt wurden. Zum anderen fand eine anisotrope Berechnung statt. ABAQUS sieht eine direkte Eingabe von richtungsabhängigen Kriechfunktionen nicht vor. Das anisotrope Kriechen wird in der Weise definiert, dass mit einer anisotropen Vergleichsspannung nach dem Hill-Potential gerechnet wird. Dieses Hill-Potential berechnet sich aus den richtungsabhängigen Kriechkurven in und quer zur Faserrichtung und dem Kriechverhalten unter Scherung. Bei den Simulationen konnten die Bauteile mit der anisotropen Berechnungsvariante besser beschrieben werden als mit der isotropen. Die Abweichungen der Berechnungen lagen zwischen 2% und 55%. Diese festgestellten Abweichungen zwischen simulierten und experimentellen Kriechverformungen lassen sich zum einen wie bei der elastischen Simulation auf die ungenauen Faserorientierungen zurückführen. Eine weitere Fehlerquelle liegt darin, dass bei der Berücksichtigung der Anisotropie durch das Hill-Potential die verwendete Vergleichsspannung den im kurzfaserverstärkten Verbund herrschenden ebenen Spannungszustand nur ungenau wiedergeben kann. Obwohl deshalb eine exakte Beschreibung des Kriechverhaltens nicht möglich ist, liefert das entwickelte Verfahren doch eine praktisch brauchbare Abschätzung der Kriecheigenschaften der Verbundwerkstoffe.

Insgesamt führen die Ergebnisse dieser Arbeit zu folgenden Schlussfolgerungen:

Die aus 2 ½ D-Simulationen stammenden Faserorientierungsdaten gelten für eine im Raum definierte Fläche, der über die einzelnen finiten Elemente eine entsprechende Dicke

zugeordnet ist. Die Dicke der Schalenelemente wird in verschiedene Schichten unterteilt, wobei für jede Schicht eine Orientierung berechnet wird. An Stellen, wo Sprünge in der Wanddicke berücksichtigt werden müssen, ist es nicht möglich, die Lage der Fasern wirklichkeitsgetreu zu simulieren. Die Zuverlässigkeit der Faserorientierungsdaten aus 2 ½ D-Simulationen ist deshalb nicht befriedigend.

Die experimentelle Ermittlung der Orientierungsverteilung ist für technisch relevante Fälle nicht möglich, da der Aufwand zu hoch ist. Aus diesem Grund muss mit vorhandenen Simulationsprogrammen, von denen MOLDFLOW am besten erscheint, gerechnet werden.

Derzeit wird daran gearbeitet, Füllsimulationsprogramme zu entwickeln, die eine dreidimensionale Faserorientierungsverteilung berechnen können [109, 110]. Damit sollte eine genauere Abbildung der Faserorientierung möglich sein. Mit einer genaueren Vorgabe dreidimensionaler Faserorientierungen sollte die Simulation der Steifigkeiten mit einem Volumenmodell, welches die Spannungszustände im Bauteil besser wiedergibt, zu praktisch ausreichend genauen Ergebnisse führen.



## 9. Literatur

- [1] Hagen, R.  
Polyamid ersetzt Messing  
Kunststoffe **88** (1998) 1030-1031
  
- [2] Schütt, H.-J.; Junker, H.; Seewald, A.  
Spritzgegossene Anlenkgestänge für einen PKW-Stabilisator  
Kunststoffe **82** (1992) 217-222
  
- [3] N.N.  
PEEK substituiert Stahl  
Kunststoffe **88** (1998) 216
  
- [4] N.N.  
PA 66 ersetzt Metall-Kunststoff-Konstruktion  
Kunststoffe **88** (1998) 350
  
- [5] Olz, R.; Cavic, M.; Schulz, T.  
Werkstoffsubstitution erfordert Formteilmodifikation  
Kunststoffe **88** (1998) 642-647
  
- [6] Michaeli, W.; Brunswick, A.; Brockmann, C.  
One-shot manufacturing  
Kunststoffe **88** (1998) 1784-1788
  
- [7] Wilmens, M.; Weigert, H.; Schmidtenknecht, M.  
Bauteil-Entwicklungszeit mit CAE verkürzen  
Kunststoffe **85** (1995) 1670-1677
  
- [8] Hauck, C.; Brouwers, G.  
Faserverstärkte Spritzguss-Bauteile optimal auslegen  
Kunststoffe **82** (1992) 586-590

- [9] Haldenwanger, H.-G.; Schäper, S.  
Werkstoffkennwerte  
Kunststoffe **85** (1995) 1924-1931
- [10] Dominighaus, H.  
Die Kunststoffe und ihre Eigenschaften  
Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1998
- [11] Bonatz, E.; Remde, H.; Rafler, G.; Wang, P.A.; Fell, H.J.  
Polymerfaserverstärkte Thermoplaste  
Kunststoffe **88** (1998) 1000-1004
- [12] Aurich, T.  
Faserorientierung in spritzgegossenen naturfaserverstärkten Polypropylen-  
Formteilen  
Technomer '99, Band 1, TU-Chemnitz, 1999
- [13] Lang, G.  
Physical properties of polyethylen compound materials  
J. Appl. Polym. Sci. **18** (1974) 2287-2292
- [14] Neumann, E.; Schurr, D.  
Glass fiber reinforced PE  
Plastverarbeiter **26** (1975) 697-699
- [15] Hegler, R.P.  
Struktur und mechanische Eigenschaften glaspartikelgefüllter Thermoplaste  
Dissertation, TH Darmstadt, 1985
- [16] Schwarz, P.  
Fortschritt-Berichte  
Einfluss der Faserlänge und der Faserorientierung auf die Elastizität und die Wärmeausdehnung von Kurzfaserverbundwerkstoffen  
Dissertation, VDI Verlag Düsseldorf, 1993

- [17] Jamil, F.A.  
Rheological, mechanical and thermal properties of glass-reinforced polyethylenes  
Polym. Plast. Technol. Eng. **33** (1994) 659-675
- [18] Saheb, D.N.; Jog, J.P.  
Natural fiber polymer composites. A review  
Adv. Polym. Technol. **18** (1999) 351-363
- [19] N.N.  
Campus Datenbank  
Eine Gemeinschaftsentwicklung von Firmen der Kunststoffindustrie CWFG mbH,  
Frankfurt/Main, 2000
- [20] N.N.  
Polymat PC Datenbank  
Deutsches Kunststoff-Institut, Darmstadt, 2000
- [21] Hegler, R.P.  
Faserorientierung beim Verarbeiten kurzfaserverstärkter Thermoplaste  
Kunststoffe **74** (1984) 271-277
- [22] Hegler, R.P.; Mennig, G.  
Phase separation effects in processing of glass-bead- and glass-fiber-filled thermoplastics by injection molding  
Polym. Eng. Sci. **25** (1985) 395-405
- [23] Hegler, R.P.; Altstädt, V.; Ehrenstein, G.W.; Mennig, G.; Scharschmidt, J.; Weber, G.  
Einfluss stofflicher Parameter auf die Faserorientierung beim Verarbeiten kurzfaserverstärkter Thermoplaste  
Kunststoffe **76** (1986) 766-771

- [24] Menges, G.; Geisbüsch, P.  
Die Glasfaserorientierung und ihr Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften  
thermoplastischer Spritzgießteile – Eine Abschätzungsmethode  
Colloid Polym. Sci. **260** (1982) 73-81
- [25] Meij, A.  
Über den Einfluß der Halbzeugart auf die Herstellung und Qualität von Formteilen  
aus glasmattenverstärkten Thermoplasten (GMT)  
Dissertation, Universität Kaiserslautern, 1996
- [26] Albrecht, M; Dittmar, H.; Dekorsy, T.; Jansz, J.; Reimer, U.; Rehmann, H.  
Praxisnahe GMT-Werkstoffkennwerte für die Bauteilauslegung  
Kunststoffe **83** (1993) 207-212
- [27] Bay, R.S.; Tucker, C.L. III  
Fiber orientation in simple injection moldings. Part II: Experimental results  
Polym. Compos. **13** (1992) 332-342
- [28] Advani, S.G.; Tucker, C.L. III  
The use of tensors to describe and predict fiber orientations in short fiber composites  
J. Rheol. **31** (1987) 751-784
- [29] N.N.  
Verfahrensoptimierung bei der Verarbeitung von diskontinuierlich langfaserverstärkten Thermoplasten  
AIF - Abschlussbericht 10836 N, DKI Darmstadt, 1998
- [30] Pourdeyhimi, B.; Ramanathan, R.  
Image analysis method for estimating 2-d fibre orientation and fibre length in discontinuous fibre reinforced composites  
Polym. Polym. Compos. **3** (1995) 277-287

- [31] Yaguchi, H.; Hojo, H.; Lee, D.G.; Kim, E.G.  
Measurement of planar orientation of fibers for reinforced thermoplastics using image processing  
Int. Polym. Process. **10** (1995) 262-269
- [32] Semmler, E.  
Simulation des mechanischen und thermomechanischen Verhaltens faserverstärkter thermoplastischer Preßbauteile  
Dissertation, RWTH Aachen, 1998
- [33] Gadala-Maria, F.; Parsi, F.  
Measurement of fiber orientation in short-fiber composites using digital image processing  
Polym. Compos. **14** (1993) 126-131
- [34] Busse, G.; Michaeli, W.; Aengenheyster, G.; Höck, P.; Kempa, S.; Wu, D.; Diener, L.  
Anisotropien von Kunststoffen: Produzieren, Messen und Vorhersagen  
Materialprüfung **35** (1993) 108-111
- [35] Lord, D.  
The determination of the elastic constants of fibre reinforced composites by an ultrasonic method  
Dissertation, University of Leeds, 1989
- [36] Grote, F.  
Schaumstoffe mit CT charakterisieren  
Kunststoffe **89** (1999) 110
- [37] Ausias, G.; Agassant, J.F.; Vincent, M.  
Flow and fiber orientation calculations in reinforced thermoplastic extruded tubes  
Int. Polym. Process. **9** (1994) 51-59

- [38] Konicek, T.S.  
A method to determine three-dimensional fiber orientation in fiber reinforced polymers  
Diplomarbeit, University of Illinois, 1984
- [39] Fischer, G.; Eyerer, P.  
Fiber orientation and thermal expansion of short fiber reinforced thermoplastics  
Annu. Tech. Conf.-Soc. Plast. Eng. (1986) 532-538
- [40] Dillmann, B.K.  
Vergleichende Analyse der Faserorientierung beim Spritzgießen von glasfaserverstärkten Thermoplasten  
Diplomarbeit, DKI Darmstadt, 1999
- [41] N.N.  
Manual Moldflow  
Moldflow Pty. Ltd., 1999
- [42] N.N.  
Manual Cadmould  
SIMCON Kunststofftechnische Software GmbH, 2000
- [43] N.N.  
Manual C-Mold  
C-Mold Pty. Ltd., 1999
- [44] Jefferey, G.B.  
The motion of ellipsoidal particles immersed in a viscous fluid  
Proc. Royal Soc. London **A102** (1922) 162-166
- [45] Folgar, F.; Tucker, C.L. III  
Orientation behavior of fibers in concentrated suspensions  
J. Reinf. Plast. Compos. **3** (1984) 98-119

- [46] Carreau, P.J.  
Rheological equation from molecular network theories  
Trans. Soc. Rheol. **16** (1972) 99-127
- [47] Ott, H.-J.  
Thermal conductivity of composite materials  
Plast. Rubber Process. Appl. **1** (1981) 9-24
- [48] Progelhoff, R.C.; Throne, J.L.; Ruetsch, R.R.  
Methods for predicting of the thermal conductivity of composite systems:  
A review  
Polym. Eng. Sci. **16** (1976) 615-625
- [49] N.N.  
Anisotrope Wärmeleitfähigkeit kurzfaserverstärkter Kunststoffe  
AIF - Abschlussbericht 11896 N, DKI Darmstadt, 2000
- [50] Michaeli, W.  
Kunststoffverarbeitung III: Spritzgießen  
Schriftenreihe Umdruck 5, IKV Aachen, 1996
- [51] Mlekusch, B.  
Kurzfaserverstärkte Spritzgussteile  
Vergleich zwischen berechneten und gemessenen Kenngrößen  
Kunststoffe **89** (1999) 33-37
- [52] Foss, P.H.; Harris, J.P.; O’Gara, J.F.; Inzinna, L.P.; Liang, E.W.; Dunbar, C.M.;  
Tucker, C.L. III; Heitzmann, K.F.  
Prediction of fiber orientation and mechanical properties using C-Mold and  
Abaqus  
Annu. Tech. Conf.-Soc. Plast. Eng. (1996) 501-505

- [53] Mohr-Matuschek, U.  
Fortschritt-Berichte  
Auslegung von Kunststoff- und Elastomerformteilen mittels Finite-Elemente-Simulation  
Dissertation, VDI-Verlag Düsseldorf, 1992
- [54] Turcovsky, G.  
The effects of shear on fiber filled materials during injection molding  
Annu. Tech. Conf.-Soc. Plast. Eng. (1994) 796-800
- [55] Parkar, A.; Nunn, R.E.; Orroth, S.A.  
Fiber length degradation in the feed zone during injection molding  
Annu. Tech. Conf.-Soc. Plast. Eng. (1994) 378-383
- [56] Chin, W.-K.; Liu, H.-T.; Lee, Y.-D.  
Effects of fiber length and orientation distribution on the elastic modulus of short fiber reinforced thermoplastics  
Polym. Compos. **9** (1988) 27-35
- [57] Sawjer, L.C.  
Determination of fiberglass lengths:  
Sample preparation and automatic image analysis  
Polym. Eng. Sci. **19** (1979) 377-382
- [58] Chen, F.; Jones, F.R.  
Injection moulding of glass fibre reinforced phenolic composites.  
1. Study of the critical fibre length and the interfacial shear strength  
Plast. Rubber Compos. Process. Appl. **23** (1995) 241-248
- [59] Nielsen, L.E.; Chen, P.E.  
Young's modulus of composites filled with randomly oriented fibers  
J. Compos. Mater. **3** (1968) 352-358



- [60] Russel, W.B.  
On the effective moduli of composite materials:  
Effect of fiber length and geometry at dilute concentrations  
J. App. Math. Phys. **24** (1973) 581-600
- [61] Chow, T.S.  
Effect of particle shape at finite concentration on the elastic moduli of filled polymers  
J. Polym. Sci. Part B: Polym. Phys. **16** (1978) 959-965
- [62] Halpin, J.C.; Kardos, J.L.  
The Halpin-Tsai equations: A review  
Polym. Eng. Sci. **16** (1976) 344-352
- [63] Eshelby, J.D.  
The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems  
Proc. Royal Soc. London **A241** (1957) 376-396
- [64] N.N.  
Approximation des Stoffverhaltens von Thermoplasten durch nichtlineare Materialgesetze unter Einsatz der FEM  
Abschlussbericht zum DFG-Forschungsvorhaben KA 822/1-2, 1994
- [65] N.N.  
Auslegung und Dimensionierung von Spritzgussbauteilen aus faserverstärkten Thermoplastwerkstoffen  
AIF - Abschlußbericht 11316 N, DKI Darmstadt, 1999
- [66] Schick, D.  
Materialmodell für die FE-Simulation von kurzfaserverstärkten Thermoplasten  
Diplomarbeit, DKI Darmstadt, 1999

- [67] Roth, Y.C.  
Modellierung anisotrop viskoelastischer Eigenschaften von kurzglasfaserverstärkten Thermoplasten  
Diplomarbeit, DKI Darmstadt, 1999
- [68] Hermans, J.J.  
The elastic properties of fiber reinforced materials when the fibers are aligned  
Koninkl. Nederl. Akademie Van Wetenschappen-Amsterdam  
Proc. **70** (1967) 1-9
- [69] Hill, R.  
Constitutive modelling of orthotropic plasticity in sheet metals  
J. Mech. Phys. Solids **38** (1990) 405-417
- [70] Hill, R.  
Theoretical plasticity of textured aggregates  
Math. Proc. Camb. Phil. Soc. **85** (1975) 179-191
- [71] Hill, R.  
A user-friendly theory of orthotropic plasticity in sheet metals  
Int. J. Mech. Sci. **35** (1993) 19-25
- [72] Kerner, E.H.  
The elastic and thermo-elastic properties of composite media  
Proc. Phys. Soc. **B69** (1956) 808-813
- [73] N.N.  
Anisotrope Wärmeleitfähigkeit faserverstärkter Kunststoffe  
AIF - Zwischenbericht 11896 N, DKI Darmstadt, 1999
- [74] Mlekusch, B.A.; Lehner, E.A.; Steiner, G.  
Kurzfaserverstärkte Thermoplaste - Zug um Zug zum Verzug  
Österr. Kunstst.-Z. **29** (1998) 18-23

- [75] Wieser, J.  
Zum Deformationsverhalten thermoplastischer Kunststoffe unter ein- und mehrachsigen Beanspruchungen  
Dissertation, TU-Darmstadt, 1998
- [76] Buckley, C.P.  
Multiaxial nonlinear viscoelasticity of solid polymers  
Polym. Eng. Sci. **27** (1987) 155-164
- [77] Green, A.E.; Rivlin, R.S.  
The mechanics of non-linear materials with memory  
Arch. Ration. Mech. Anal. **1** (1975) 1-21
- [78] Rabotnov, Y.N.  
Elements of hereditary solid mechanics  
MIR Publishers, Moscow, 1980
- [79] Findley, W.N.; Lai, J.S.; Onaran, K.  
Creep and relaxation of nonlinear viscoelastic materials  
North-Holland, Amsterdam, 1976
- [80] Schlimmer, M.  
Zeitabhängiges mechanisches Werkstoffverhalten  
Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York Tokio, 1984
- [81] Sarabi, B.  
Das Anstrengungsverhalten von Polymerwerkstoffen infolge ein- und zweiachsigen Kriechens  
Ermittlung von Langzeitbemessungskennwerten  
Dissertation, Universität Kassel, 1984
- [82] Lomellini, P.  
Williams-Landel-Ferry versus Arrhenius behaviour  
Hüthig & Wepf Verlag, Basel, 1992
- [83] Hermida, E.B.; Povo, F.  
Analytical-numerical procedure to determine if a set of experimental curves can be superimposed to form a master curve  
Polym. J. **26** (1994) 981-992

- [84] Huang, J.; Wu, R.  
Determination of shift factors from dynamic mechanical measurements at a constant frequency  
Macromolecules **26** (1993) 4346-4350
- [85] Struik, L.C.E.  
Physical aging in plastics and other glassy materials  
Polym. Eng. Sci. **17** (1977) 165-173
- [86] Read, B.E.  
Creep of glassy polymers in the alpha- and beta-retardation region.  
Physical aging and nonlinear behaviour  
J. Rheol. **36** (1992) 1719-1736
- [87] Cheriere, J.M.; Belec, L.; Gacougnolle, J.L.  
The three successive stages of creep of PMMA between 55 Cel and 90 Cel  
Polym. Eng. Sci. **37** (1997) 1664-1671
- [88] Ehrenstein, G.W.; Stampfer, S.  
Einfluß des Molekulargewichts und des Glasfasergehalts auf das Kriechen von Thermoplasten  
GAK **48** (1995) 372-378
- [89] Li, J.; Weng, G.J.  
Orthotropic creep and complex moduli of a viscoelastic composite reinforced with aligned elliptic fibers  
J. Compos. Mater. **30** (1996) 1042-1066
- [90] Horschenkoff, A.  
Characterization of the creep compliances  $J_{22}$  and  $J_{66}$  of orthotropic composites with PEEK and epoxy matrices using the nonlinear viscoelastic response of the neat resins  
J. Compos. Mater. **24** (1990) 879-891

- [91] Darlington, M.W.; McGinley, P.L.; Smith, G.R.  
Creep anisotropy and structure in short-fiber-reinforced thermoplastics:  
Part I: Prediction of 100s creep modulus at small strains  
Plast. Rubber Compos. Process. Appl. **2** (1977) S. 51-58
- [92] Darlington, M.W.; Smith, G.R.  
Mechanical properties of glass-fibre-reinforced and mineral-reinforced  
polyamides 6 and 66  
Plast. Rubber Compos. Process. Appl. **3** (1978) 97-108
- [93] Christie, M.A.; Darlington, M.W.  
Creep anisotropy in short fibre reinforced thermoplastics  
Adv. Compos. Mater., 3<sup>rd</sup> International Conference on Comp. Mat., Paris (1980),  
S. 260-275
- [94] Glaser, S.; Diest, K.V.  
Berechnungsverfahren für GFK-Bauteile  
Kunststoffe **88** (1998) 537-542
- [95] Beretta, S.; Davoli, P.; Spini, E.  
Bremspedal aus glasfaserverstärktem Polyamid  
Kunststoffe **85** (1995) 312-318
- [96] Gupta, M.; Wang, K.K.  
Fiber orientation and mechanical properties of short-fiber-reinforced injection-  
molded composites: Simulated and experimental results  
Polym. Compos. **14** (1993) 367-382
- [97] Michaeli, W. ; Lehmann, B.  
Versagensängste  
FEM bei thermoplastischen Faserverbundkunststoffen  
Plastverarbeiter **49** (1998) 228-232

- [98] Pflamm, T.; Kröhn, M.  
Auslegung und Dimensionierung von Spritzgussbauteilen aus faserverstärkten Thermoplastwerkstoffen  
Technomer '99, Band 1, TU-Chemnitz, 1999
- [99] N.N.  
ABAQUS Manual  
Hibbitt, Karlsson & Sorensen, Inc., 1998
- [100] N.N.  
Bedienungsanleitung Laser-Wegmeßsystem für ultrahohe Genauigkeit  
Modellreihe LC-2400  
Fa. Keyence GmbH, 1998
- [101] N.N.  
Bedienungsanleitung Laser-Scan Micrometer  
Modellreihe LS-3100  
Fa. Keyence GmbH, 1998
- [102] Pflamm, T.  
Ermittlung und Modellierung des viskoelastischen Deformationsverhaltens polymerer Werkstoffe bei erhöhter Temperatur  
Diplomarbeit, DKI Darmstadt, 1998
- [103] Cremer, M.; Pflamm, T.; Wieser, J.  
Materialmodelle für die Simulation von Thermoplast-Formteilen  
Werkstoffwoche '98; Simulation Polymere  
WILEY-VCH, Weinheim New York Chichester Brisbane Singapore  
Toronto, 1999
- [104] Kabelka, J.; Ehrenstein, G.W.; Stampfer, S.  
Kriechen von Polymeren unter mehrachsiger Belastung  
Kautsch. Gummi Kunstst. **49** (1996) 332-335

- [105] Tervoort, T.A.; Klomen, E.T.J.; Govaert, L.E.  
A multi-mode approach to finite, three-dimensional, nonlinear viscoelastic behaviour of polymer glasses  
J. Rheol. **40** (1996) 779-797
- [106] Boggasch, M.  
Modellierung anisotrop viskoelastischer Eigenschaften in Finite-Element-Berechnungsprogrammen  
Studienarbeit, DKI Darmstadt, 1996
- [107] Altenbach, H.; Altenbach, J.; Rikards, R.  
Einführung in die Mechanik der Laminat- und Sandwichtragwerke  
Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Stuttgart, 1996
- [108] Heinze, M.  
Auswirkungen der spanabhebenden Bearbeitung bei Polyamid 66  
Kunststoffe **81** (1991) 539-542
- [109] Zachert, J.; Michaeli, W.  
Fehleranalyse beim Spritzgießen  
Kunststoffe **88** (1998) 186-188
- [110] Ehbing, H.; Michaeli, W.  
Werkzeugauslegung für RIM-Formteile - Neue Möglichkeiten durch 3D-Füllsimulation  
Kunststoffe **89** (1999) 78-82

## 10. Anhang

### 10.1. Symbole

A	[mm <sup>2</sup> ]	Fläche
A, B, C	[-]	Carreau-Konstanten
a	[-]	Koeffizient der Orientierungsmatrix
a	[mm]	Ellipsenhauptachse
a <sub>σ</sub>	[-]	Verschiebungsfaktor
a, b, c, d, e	[-]	Kriechkonstanten
b	[mm]	Breite
b	[mm]	Ellipsennebenachse
C	[MPa]	Koeffizient der Steifigkeitsmatrix
c <sub>F</sub>	[-]	Faservolumenanteil
D	[MPa <sup>-1</sup> ]	Kriechnachgiebigkeit unter Axialbeanspruchung
d	[μm]	Faserdicke
d	[mm]	Dicke
d <sub>i</sub>	[mm]	Rohrinnendurchmesser
d <sub>a</sub>	[mm]	Rohraußendurchmesser
E	[MPa]	Elastizitätsmodul
F	[N]	Kraft
F, G, H, L, M, N	[-]	Hill-Parameter
G	[MPa]	Schubmodul
h	[-]	Richtungstensor
h	[mm]	Höhe
J	[MPa <sup>-1</sup> ]	Kriechnachgiebigkeit unter Scherbeanspruchung
k	[-]	Kriechkonstanten
l	[μm]	Faserlänge
M	[Nm]	Moment
M <sub>R</sub>	[-]	Kennwerteverhältnis
P	[-]	Vektor, Vektorkomponente
p	[MPa]	Druck
$\bar{p}$	[MPa]	Elastischer Kennwert des Verbundes
p <sub>i</sub>	[MPa]	Innendruck
R	[-]	Spannungsverhältnis
R <sup>2</sup>	[-]	Bestimmtheitsmaß
T	[°C]	Temperatur
t	[s]	Zeit
t	[mm]	Tiefe
U	[-]	Invariante



$u$	[mm]	Absenkung
$v$	[cm <sup>3</sup> /g]	spezifisches Volumen
$\gamma$	[%]	Schubverzerrung
$\dot{g}$	[s <sup>-1</sup> ]	Schergeschwindigkeit
$\Delta$	[-]	Fehler des Mittelwertes
95% Signifikanz $\left( \frac{2S}{\sqrt{n}} \right)$		
$\varepsilon$	[%]	Dehnung
$\varepsilon_F$	[%]	Fließgrenze
$\eta$	[MPa s]	Viskosität
$\Theta$	[°]	Winkel der Faserachse zur Normalen der Schnitt- ebene
$\nu$	[-]	Querkontraktionszahl
$\xi$	[-]	Formfaktor
$\sigma$	[MPa]	Normalspannung
$s_v$	[MPa]	Vergleichsspannung nach Hill
$\tau$	[MPa]	Schubspannung
$\Phi$	[°]	Winkel der Ellipsenhauptachse zu einer definierten Richtung in der Schnittebene

### Indizes

0	Konstante
1, 2, ..., 6	Richtungsangabe
creep	Kriechanteil
F	Faser
i, j	Richtungsangabe
M	Matrix
$\Delta$	Dreieckselement

**Abkürzungen**

Anz.-Anteil	Anzahlgewichtete Faserlänge
DMS	Dehnungsmess-Streifen
FEM	Finite-Elemente-Methoden
GF <sub>xx</sub>	xx Gew.% Glasfaser
HT	Halpin-Tsai
PBT	Polybutylenterephthalat
PA	Polyamid
DU	Unidirektional verstärktes Werkstoffelement
Vol.-Anteil	Volumengewichtete Faserlänge

**10.2. Berechnung der transversal-isotropen Kennwerte nach Halpin-Tsai**

- Elastizitätsmodul in Faserrichtung  $E_{11}$ :

$$E_{11} = \frac{E_m \left( 1 + 2 \left( \frac{l}{d} \right) \left( \frac{\frac{E_f}{E_m} - 1}{\frac{E_f}{E_m} + 2 \frac{l}{d}} \right) c_F \right)}{1 - \left( \frac{\frac{E_f}{E_m} - 1}{\frac{E_f}{E_m} + 2 \frac{l}{d}} \right) c_F} \quad (\text{Gl. 10.1})$$

- Elastizitätsmodul quer zur Faserrichtung  $E_{22}$ :

$$E_{22} = \frac{E_m \left( 1 + 2 \left( \frac{\frac{E_f}{E_m} - 1}{\frac{E_f}{E_m} + 2} \right) c_F \right)}{1 - \left( \frac{\frac{E_f}{E_m} - 1}{\frac{E_f}{E_m} + 2} \right) c_F} \quad (\text{Gl. 10.2})$$

- Schubmodul in der 1-2-Ebene  $G_{12}$ :

$$G_{12} = \frac{G_m \left( 1 + \frac{\left( \frac{G_f}{G_m} - 1 \right)}{\left( \frac{G_f}{G_m} + 1 \right)} c_F \right)}{1 - \frac{\left( \frac{G_f}{G_m} - 1 \right)}{\left( \frac{G_f}{G_m} + 1 \right)} c_F} \quad (\text{Gl. 10.3})$$

- Querkontraktionszahl in der 1-2-Ebene  $\nu_{21}$ :

$$\mathbf{n}_{21} = \mathbf{n}_f c_F + \mathbf{n}_m (1 - c_F) \quad (\text{Gl. 10.4})$$

- Schubmodul in der 2-3-Ebene  $G_{23}$ :

$$G_{23} = \frac{G_m \left( c_F + \frac{\left( 3 - 4\mathbf{n}_m - \frac{G_m}{G_f} \right)}{4(1 - \mathbf{n}_m)} (1 - c_F) \right)}{\left( \frac{G_m}{G_f} c_F + \frac{\left( 3 - 4\mathbf{n}_m - \frac{G_m}{G_f} \right)}{4(1 - \mathbf{n}_m)} (1 - c_F) \right)} \quad (\text{Gl. 10.5})$$

### 10.3. Inputfile für ABAQUS 5.7

#### 10.3.1. Elastische Simulation

```
*SYSTEM
0, 0, 0, 1, 0, 0, 0, 1, 0
*NODE, SYSTEM=R
1, 200, 17.495, 5.685
...
*ELEMENT,TYPE=S3R,ELSET=E1
1, 10, 11, 9
...
*SHELL SECTION,ELSET=E1,COMPOSITE
0.100000,5,LAMINA,O1_1
...
*ORIENTATION,NAME=O1_1
0.275187, 0.147562, 0.949999, 0.961301, -0.055767, -0.269799, 3, 0
...
*MATERIAL, NAME=KURZFASERVERSTÄRKTER-KUNSTSTOFF
*ELASTIC, TYPE = LAMINA
10540, 3300, 0.12, 1860, 1860, 1500, 25

*STEP,NLGEOM
*STATIC
0, 1
*BOUNDARY, OP=MOD
...
*CLOAD,OP=MOD
...
*EL FILE,POSITION=CENTROIDAL,FREQUENCY=1
S,SINV,E

*NODE PRINT,NSET=definition
U
*NODE FILE
U,RF
*END STEP
```

**10.3.2. Isotrope Kriechsimulation**

```

*SYSTEM
0, 0, 0, 1, 0, 0, 0, 1, 0
*NODE, SYSTEM=R
1, 200, 17.495, 5.685
• • •
*ELEMENT,TYPE=S3R,ELSET=E1
1, 10, 11, 9
• • •
*SHELL SECTION,ELSET=E1,COMPOSITE
0.100000,5,LAMINA,O1_1
• • •
*ORIENTATION,NAME=O1_1
0.275187, 0.147562, 0.949999, 0.961301, -0.055767, -0.269799, 3, 0
• • •
*MATERIAL, NAME=KURZFASERVERSTÄRKTER-KUNSTSTOFF
*ELASTIC, TYPE = LAMINA
10540, 3300, 0.12, 1860, 1860, 1500, 25
*MATERIAL, NAME= LAMINA
*CREEP, LAW=TIME
2.8833E-08, 1.852, -0.7939, 25

*BOUNDARY, OP=MOD
• • •
*CLOAD,OP=MOD
• • •

*STEP, INC = 50, NLGEOM
*VISCO,CETOL=8E-4
0.1,100000.,1.E-3
*EL FILE,POSITION=CENTROIDAL,FREQUENCY=1
S,SINV,E
*NODE PRINT,NSET=definition
U
*NODE FILE
U,RF
*END STEP

```

**10.3.3. Anisotrope Kriechsimulation**

```

*SYSTEM
0, 0, 0, 1, 0, 0, 0, 1, 0
*NODE, SYSTEM=R
1, 200, 17.495, 5.685
...
*ELEMENT, TYPE=S3R, ELSET=E1
1, 10, 11, 9
...
*SHELL SECTION, ELSET=E1, COMPOSITE
0.100000, 5, LAMINA, O1_1
...
*ORIENTATION, NAME=O1_1
0.275187, 0.147562, 0.949999, 0.961301, -0.055767, -0.269799, 3, 0
...
*MATERIAL, NAME=KURZFASERVERSTÄRKTER-KUNSTSTOFF
*ELASTIC, TYPE = LAMINA
10540, 3300, 0.12, 1860, 1860, 1500, 25
*MATERIAL, NAME= LAMINA
*CREEP, LAW=TIME
2.8833E-08, 1.852, -0.7939, 25
*POTENTIAL
1, 0.16, 0.16, 0.77, 0.77, 0.77

*BOUNDARY, OP=MOD
...
*CLOAD, OP=MOD
...
*STEP, INC = 50, NLGEOM
*VISCO, CETOL=8E-4
0.1, 100000., 1.E-3
*EL FILE, POSITION=CENTROIDAL, FREQUENCY=1
S, SIN V, E
*NODE PRINT, NSET=definition
U
*NODE FILE
U, RF
*END STEP

```

## 10.4. Stoffwerte für die Spritzgießsimulationen

### 10.4.1. Ultradur B4300G6 (PBT-GF30)

Stoffwert	Koeffizienten
Viskosität (Carreau-Ansatz)	A: 938,15 Pa s B: 0,00984 s C: 0,57494 $T_0$ : 245,5 °C $T_s$ : 108,8°C
Wärmeleitfähigkeit	0,420 W/m/K
Temperaturleitfähigkeit	0,1512 mm <sup>2</sup> /s
Fließgrenztemperatur	220°C
pVT-Daten (7-Koeffizientenansatz)	PS1: $1,733082 \times 10^4$ bar cm <sup>3</sup> /g PS2: $8,071268 \times 10^{-1}$ bar cm <sup>3</sup> /g/K PS3: $2,192576 \times 10^3$ bar PS4: $2,565262 \times 10^4$ bar PF1: $1,314487 \times 10^4$ bar cm <sup>3</sup> /g PF2: $1,643059 \times 10^0$ bar cm <sup>3</sup> /g/K PF3: $7,628144 \times 10^3$ bar PF4: $1,975134 \times 10^4$ bar PF5: $9,467318 \times 10^{-11}$ cm <sup>3</sup> /g PF6: $9,436890 \times 10^{-2}$ 1/K PF7: $2,937986 \times 10^{-3}$ 1/K PK1: 209,49°C PK2: 0,0311 1/bar

Tabelle 10.1: Stoffwerte für Ultradur B4300G6

**10.4.2. Ultramid A3WG5 (PA66-GF25)**

Stoffwert	Koeffizienten
Viskosität (Carreau-Ansatz)	A: 423,863 Pa s B: 0,0126 s C: 0,5151 T <sub>0</sub> : 280°C T <sub>s</sub> : 88,73°C
Wärmeleitfähigkeit	0,125 W/mK
Temperaturleitfähigkeit	0,0386 mm <sup>2</sup> /s
Fließgrenztemperatur	250°C
pVT-Daten (7-Koeffizientenansatz)	PS1: $2,042 \times 10^5$ bar cm <sup>3</sup> /g PS2: $5,694 \times 10^{-1}$ bar cm <sup>3</sup> /g/K PS3: $1,244 \times 10^3$ bar PS4: $2,653 \times 10^5$ bar PF1: $6,861 \times 10^4$ bar cm <sup>3</sup> /g PF2: $7,049 \times 10^0$ bar cm <sup>3</sup> /g/K PF3: $9,808 \times 10^3$ bar PF4: $1,108 \times 10^5$ bar PF5: $2,186 \times 10^{-1}$ bar cm <sup>3</sup> /g PF6: $-5,272 \times 10^{-3}$ 1/K PF7: $2,453 \times 10^{-4}$ 1/bar PK1: 259,5°C PK2: 0,0025 1/bar

*Tabelle 10.2: Stoffwerte für Ultramid A3WG5*



## 10.5. Faserlängenverteilung und Faserorientierung

### 10.5.1. Rohrkörper

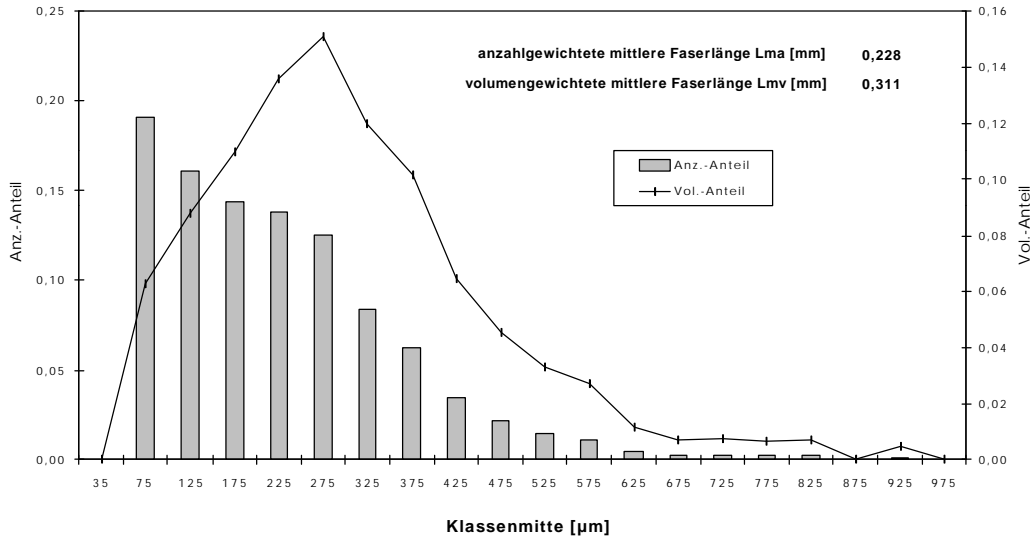


Bild 10.1: Faserlängenverteilung des Rohrkörpers aus PBT-GF30 (angussnah)

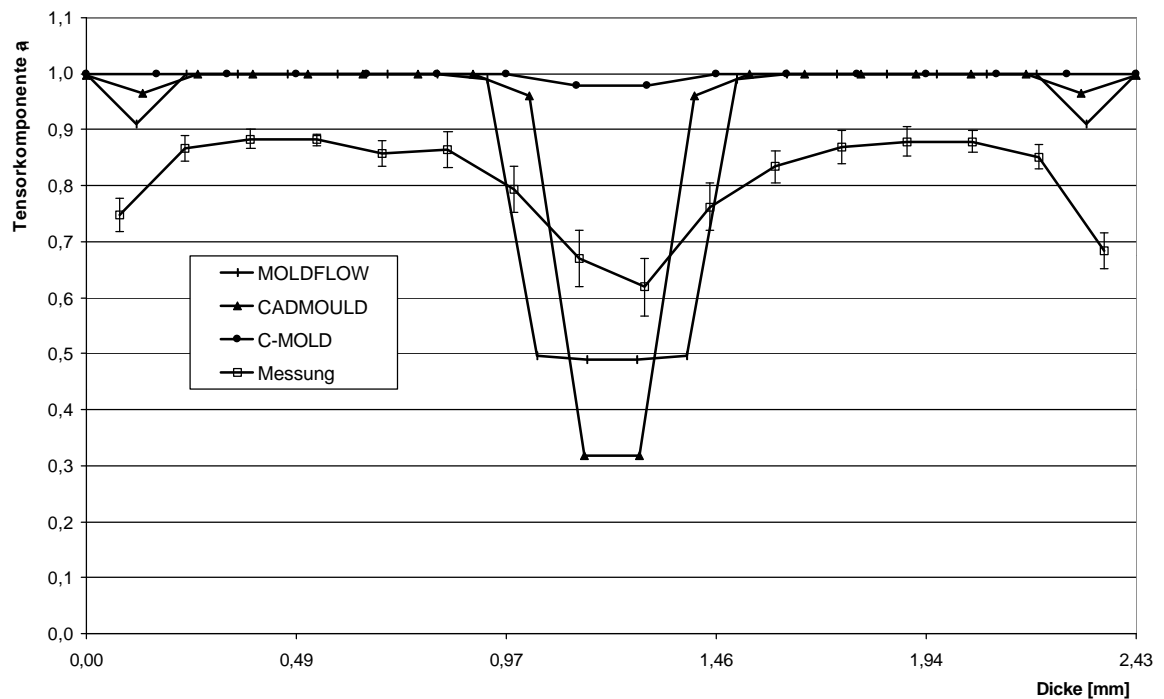


Bild 10.2: Faserorientierung des Rohrkörpers aus PBT-GF30 (angussnah)

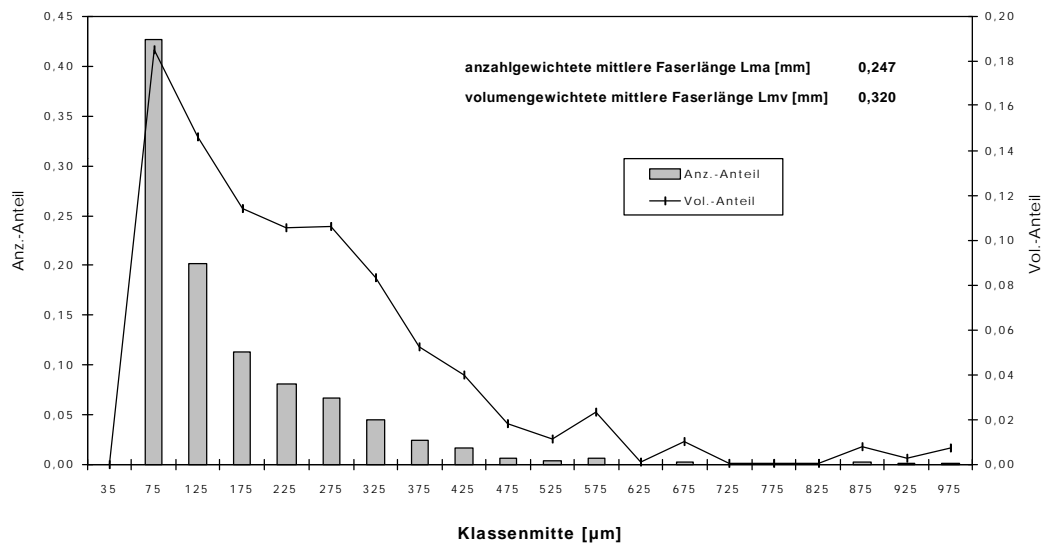


Bild 10.3: Faserlängenverteilung des Rohrkörpers aus PBT-GF30 (angussfern)

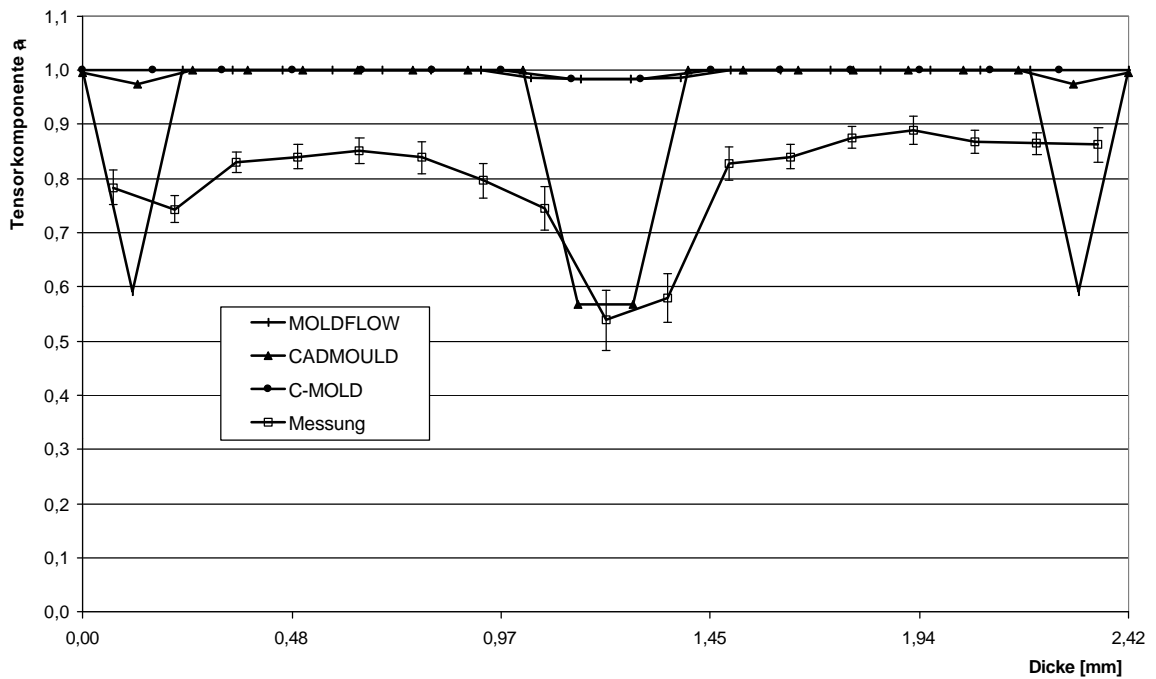


Bild 10.4: Faserorientierung des Rohrkörpers aus PBT-GF30 (angussfern)

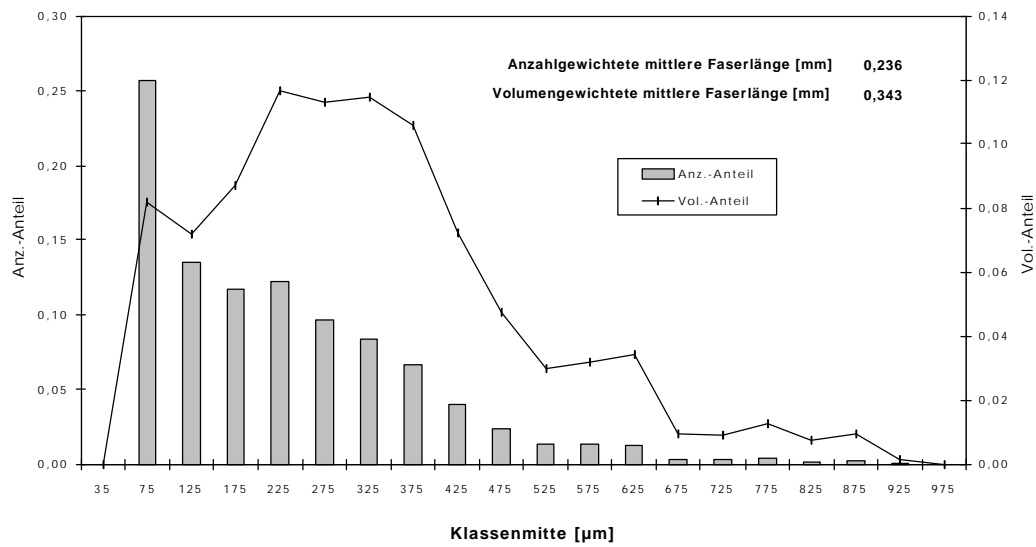


Bild 10.5: Faserlängenverteilung des Rohrkörpers aus PA66-GF25 (angussnah)

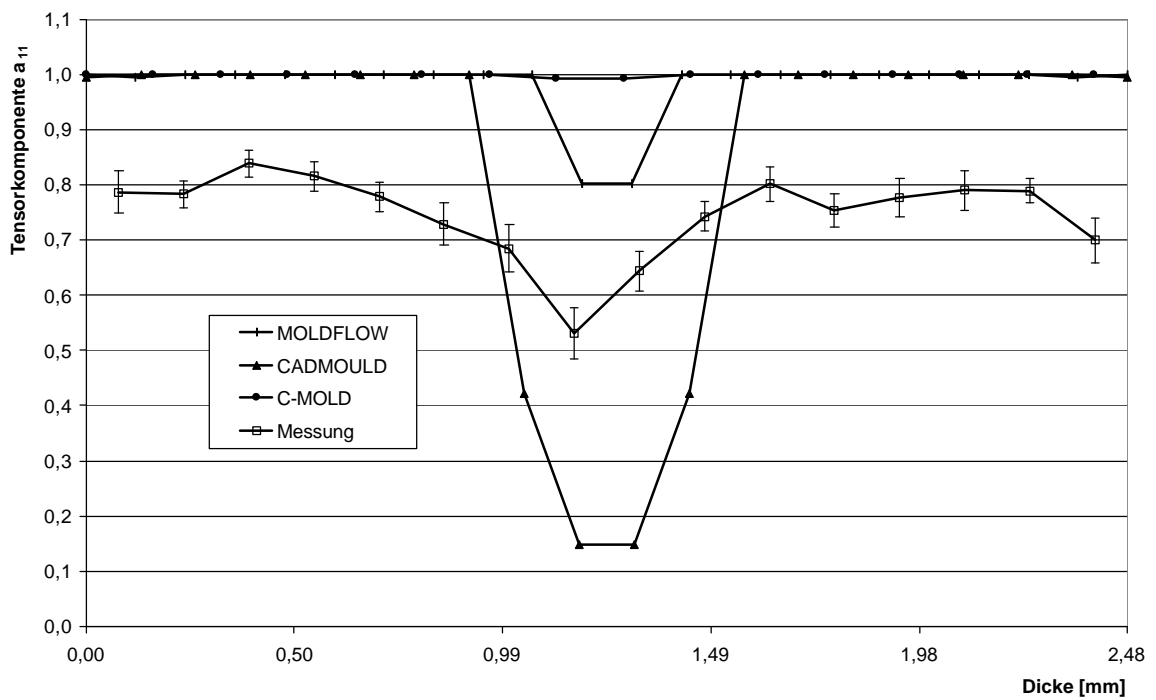


Bild 10.6: Faserorientierung des Rohrkörpers aus PA66-GF25 (angussnah)

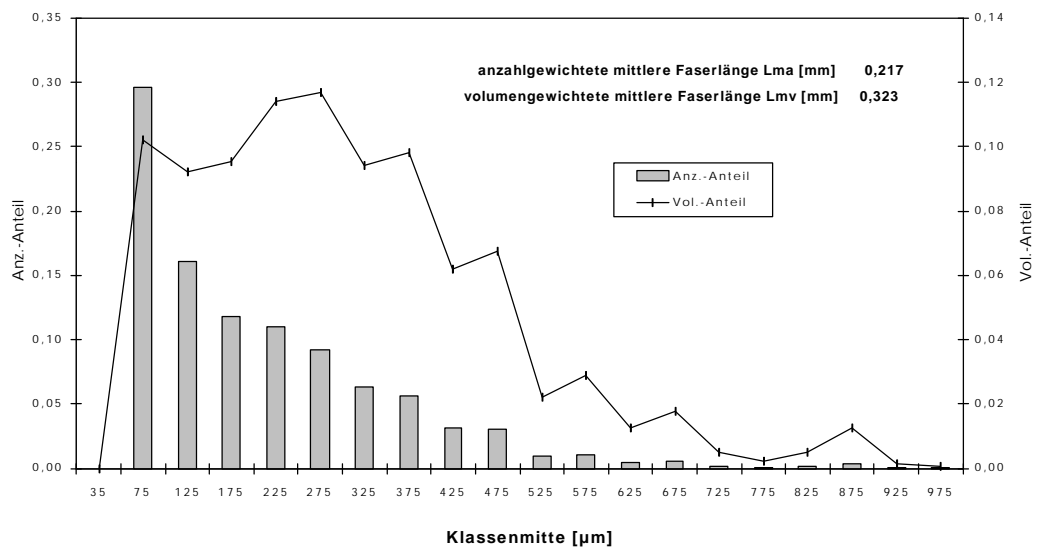


Bild 10.7: Faserlängenverteilung des Rohrkörpers aus PA66-GF25 (angussfern)

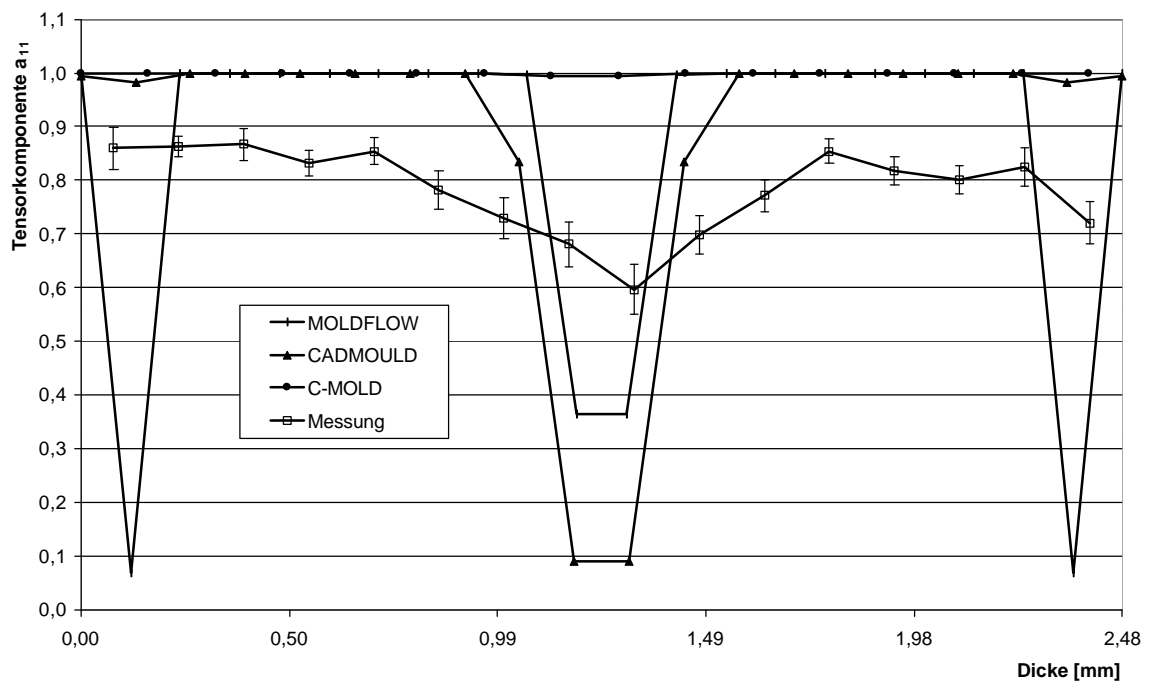


Bild 10.8: Faserorientierung des Rohrkörpers aus PA66-GF25 (angussfern)

### 10.5.2. Schulterstäbe

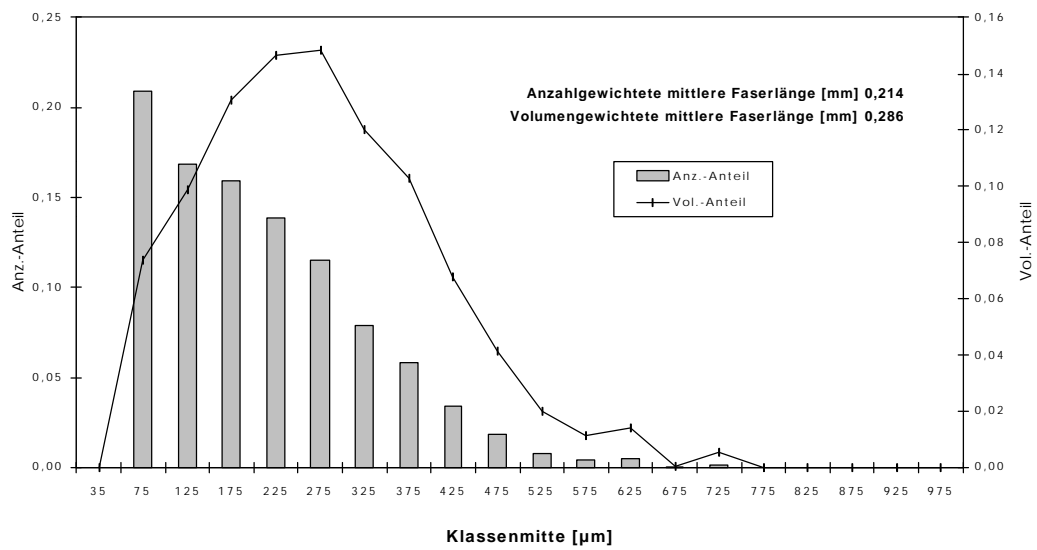


Bild 10.9: Faserlängenverteilung des Schulterstabes aus PBT-GF30 (angussnah)

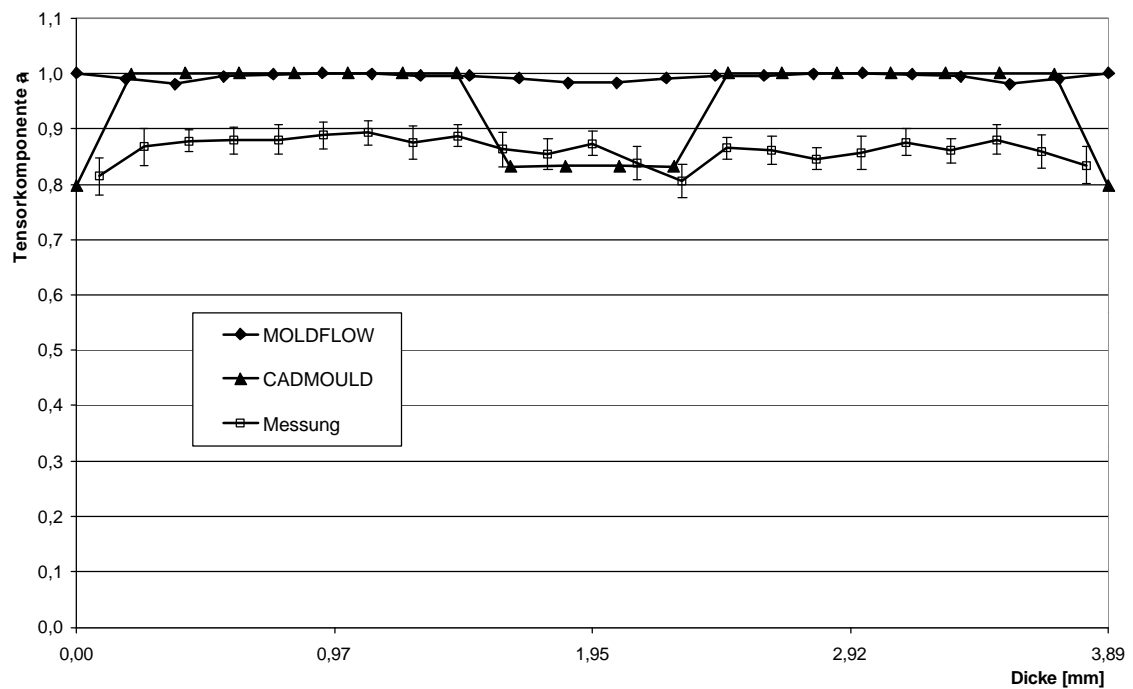


Bild 10.10: Faserorientierung des Schulterstabes aus PBT-GF30 (angussnah)

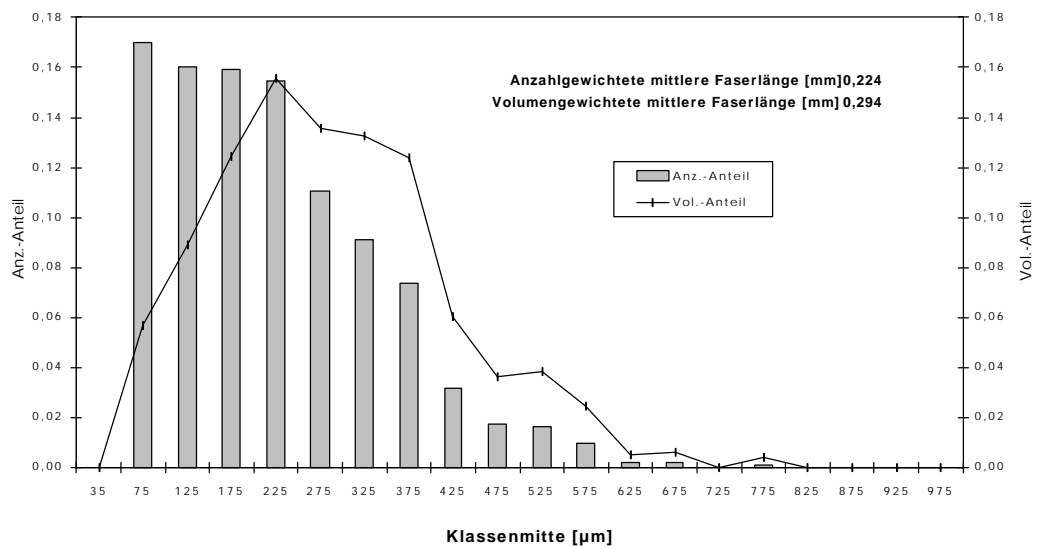


Bild 10.11: Faserlängenverteilung des Schulterstabes aus PBT-GF30 (angussfern)

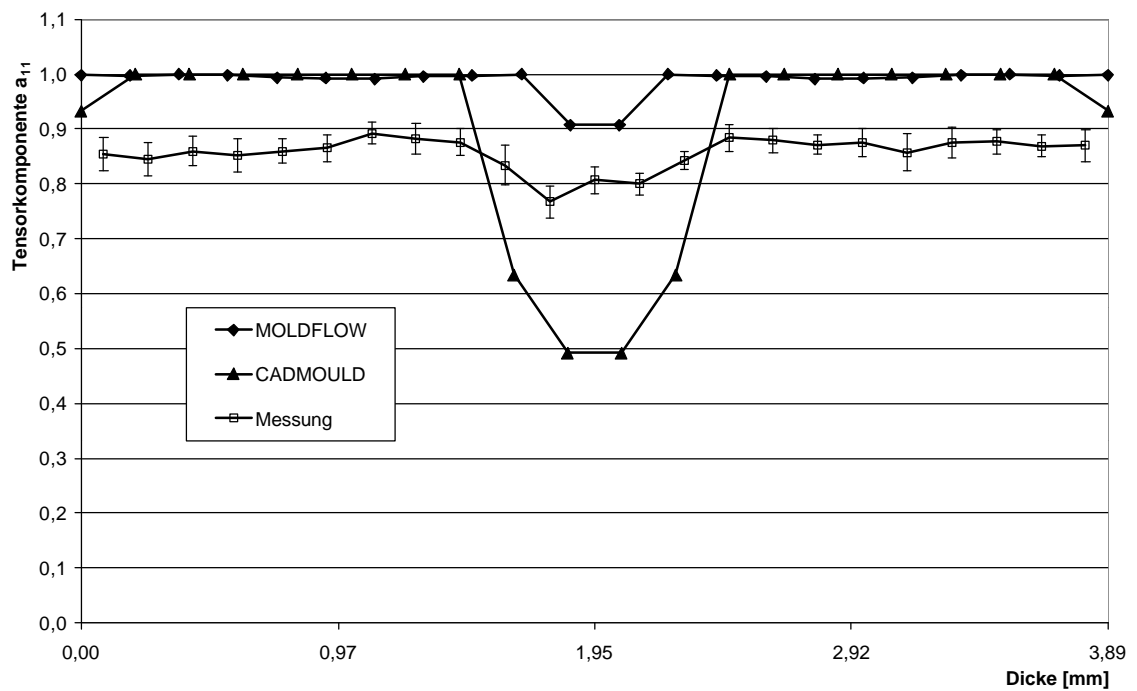


Bild 10.12: Faserorientierung des Schulterstabes aus PBT-GF30 (Angussfern)

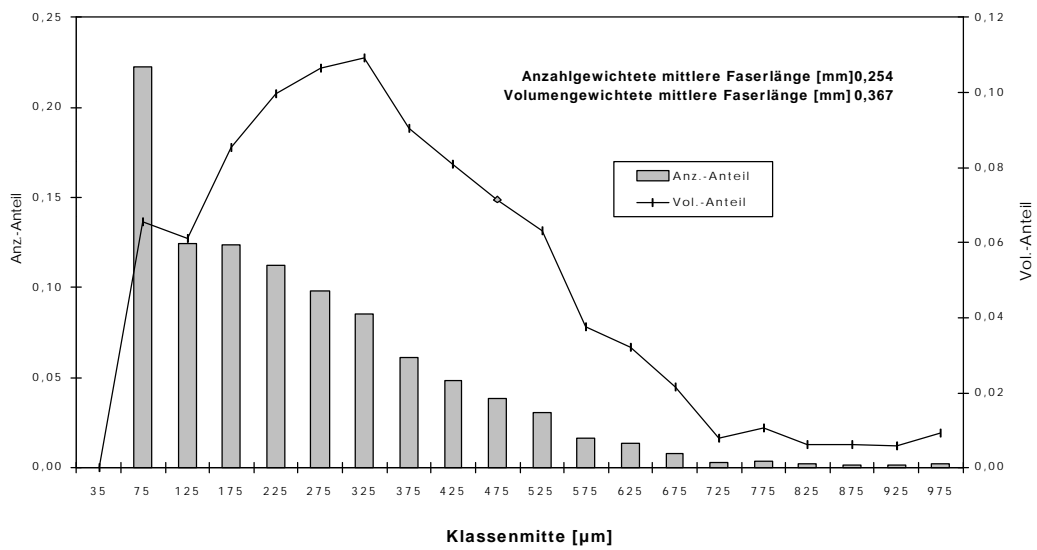


Bild 10.13: Faserlängenverteilung des Schulterstabes aus PA66-GF25 (angussnah)

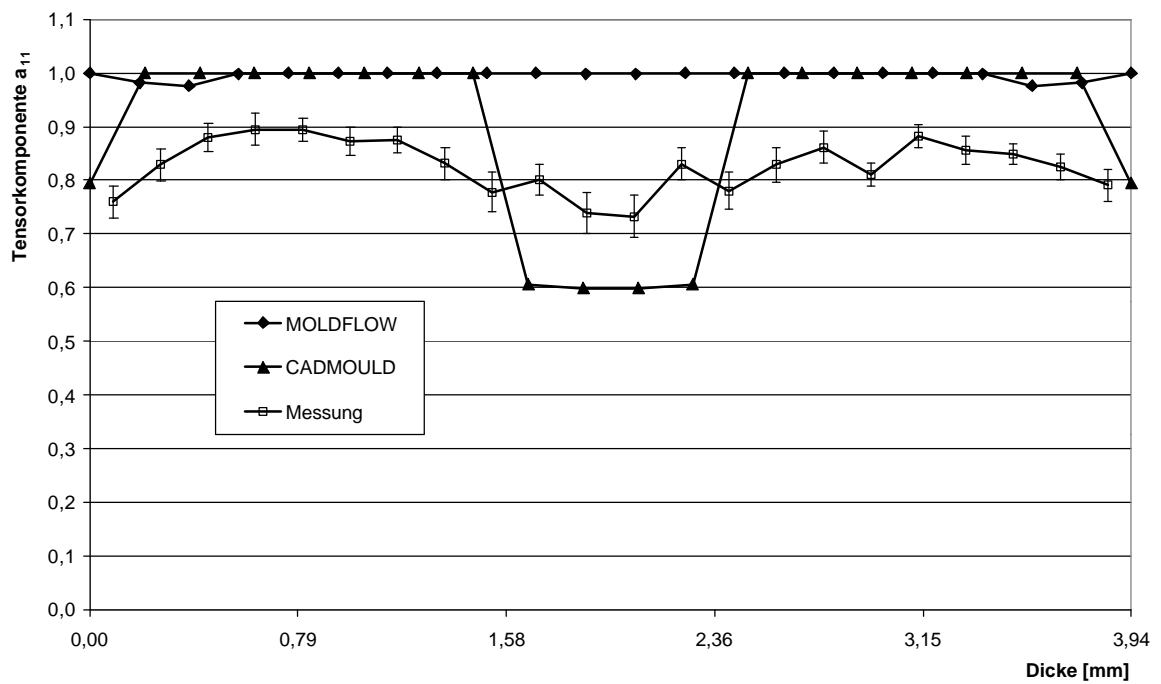


Bild 10.14: Faserorientierung des Schulterstabes aus PA66-GF25 (angussnah)

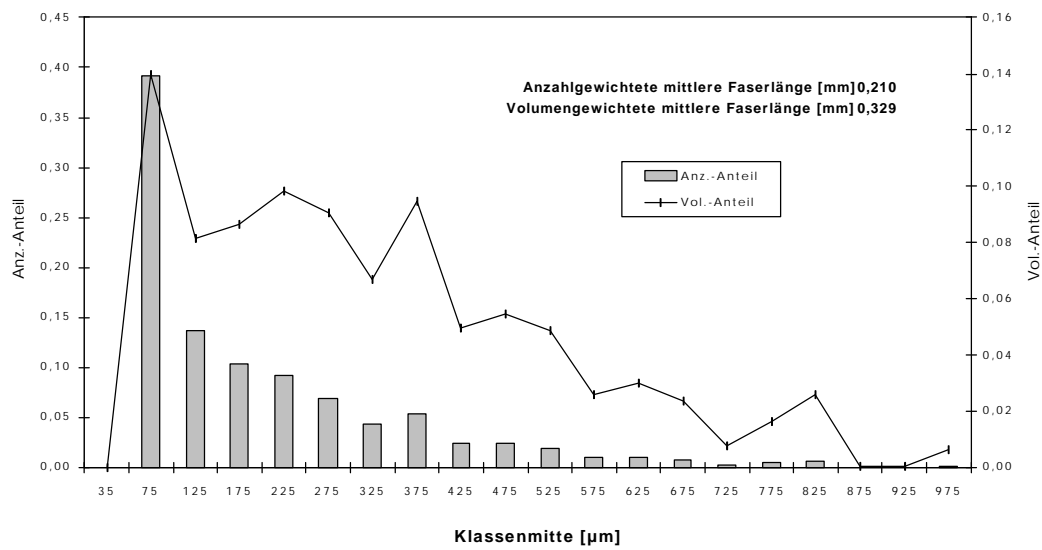


Bild 10.15: Faserlängenverteilung des Schulterstabes aus PA66-GF25 (angussfern)

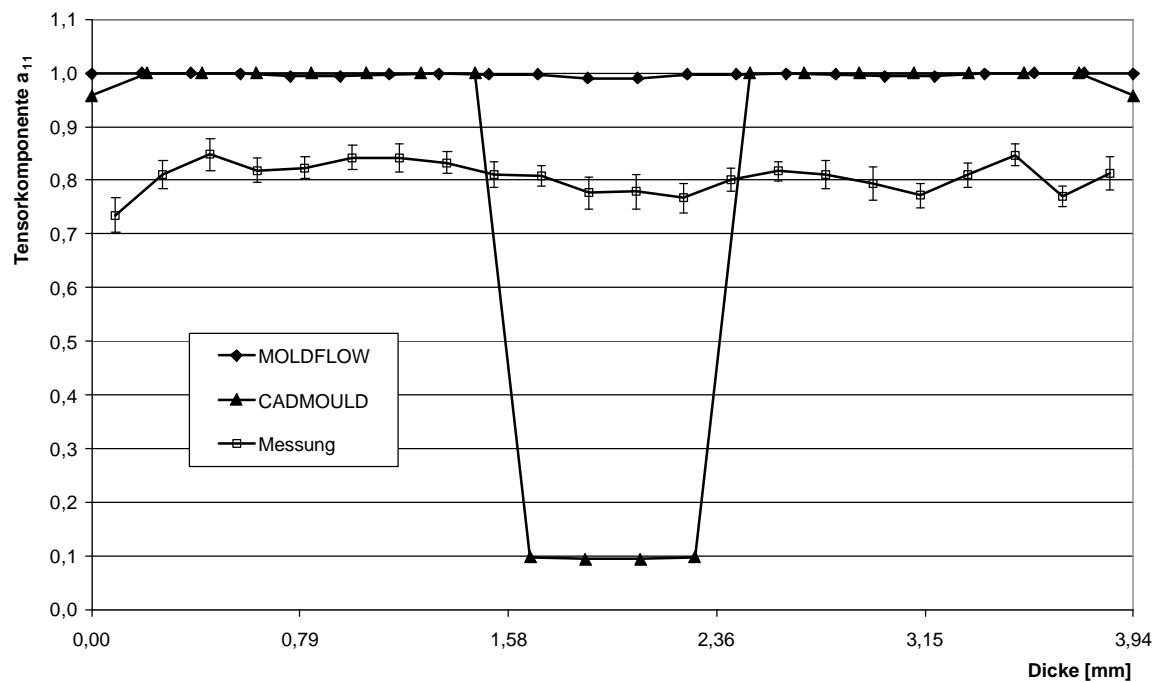


Bild 10.16: Faserorientierung des Schulterstabes aus PA66-GF25 (angussfern)



## **LEBENS LAUF**

### **Zur Person**

Name	Thorsten Pflamm-Jonas
Geburtsdatum/ -ort	19.12.1972 in Dieburg
Staatsangehörigkeit	deutsch
Familienstand	verheiratet

### **Schulbildung**

06/79 – 05/83	Marienschule, Grundschule Dieburg
06/83 - 05/89	Goetheschule, Gymnasium Dieburg
06/89 - 05/92	Alfred-Delp-Schule, Oberstufengymnasium Dieburg
	Allgemeine Hochschulreife

### **Wehrdienst**

10/92 - 09/93	Grundwehrdienst in Würzburg, Hammelburg und Darmstadt
---------------	---

### **Studium**

10/93 - 04/98	Studium der Materialwissenschaften an der Technischen Universität Darmstadt
	Diplomarbeit am Deutschen Kunststoff-Institut
	Thema: Deformationsverhalten polymerer Werkstoffe bei erhöhter Temperatur
	Abschluss: Diplom-Ingenieur

### **Berufspraxis**

05/98 - 07/00	Wissenschaftlicher Mitarbeiter
	Deutsches Kunststoff-Institut, Darmstadt
	Abteilung Technologie
seit 01.08.2000	Projektleiter Advanced Development
	Magna Interior Systems, Alzenau

Thorsten Pflamm-Jonas  
Anton-Bruckner-Straße 2  
64807 Dieburg

Dieburg, den 19.09.2000

### **Eidesstattliche Erklärungen**

Hiermit erkläre ich an Eides Statt, dass ich meine Dissertation selbständig und nur mit den angegebenen Hilfsmitteln angefertigt habe.

Hiermit erkläre ich an Eides Statt, dass ich bisher noch keinen Promotionsversuch unternommen habe.

Thorsten Pflamm-Jonas

---

Unterschrift